

# 现代电子装联无铅焊接技术

樊融融 编著

電子工業出版社

Publishing House of Electronics Industry

北京 • BEIJING

## 内 容 简 介

无铅电子制造正成为电子产业中的大趋势,各企业都将其视为提高竞争力和扩大市场份额的有效手段。然而要实现这一过程是一项系统工程,在无铅生产实施过程中将遇到许多陌生的应用性技术问题。本书从生产实际应用出发,对电子产品无铅制程中的一些典型问题展开讨论,并采用大量来自业界生产实践的典型案例进行辅助说明,图文并茂,让从事电子制造的工艺工程师们面对这些问题时,不仅知道如何去处理,还懂得为什么要这样处理。

本书主要面向从事电子产品组装的工艺工程师、质量工程师、物料工程师及相关的管理工程师,对生产现场的操作者也有很好的参考价值。

未经许可,不得以任何方式复制或抄袭本书之部分或全部内容。  
版权所有,侵权必究。

## 图书在版编目(CIP)数据

现代电子装联无铅焊接技术 / 樊融融编著. —北京: 电子工业出版社, 2008.9  
ISBN 978-7-121-07355-7

I. 现… II. 樊… III. 电子设备—装配(机械)—钎焊 IV. TN605 TG454

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2008)第 137589 号

广告经营许可证号: 京海工商广字第 0258 号

策划编辑: 李 洁

责任编辑: 刘 凡

印 刷:

装 订:

出版发行: 电子工业出版社

北京市海淀区万寿路 173 信箱 邮编 100036

开 本: 787×1 092 1/16 印张: 18.75 字数: 516.6 千字

印 次: 2008 年 9 月第 1 次印刷

印 数: 0 000 册 定价: 00.00 元

凡所购买电子工业出版社图书有缺损问题, 请向购买书店调换。若书店售缺, 请与本社发行部联系, 联系及邮购电话: (010) 88254888。

质量投诉请发邮件至 [zlts@phei.com.cn](mailto:zlts@phei.com.cn), 盗版侵权举报请发邮件至 [dbqq@phei.com.cn](mailto:dbqq@phei.com.cn)。

服务热线: (010) 88258888。

# 前 言

现代电子装联无铅焊接的转换，不仅是一类材料被另一类材料的简单替代；也不仅是温度从 240℃到 260℃的简单演变；更不仅是长期可靠性的简单确认。这种转换是广泛的、系统的、深入的对制造的可行性和测试的确认。如果一种工艺不能高效率地生产出符合质量要求的产品且保持可控，那么这种工艺就是不可行的。理解无铅化生产过程是怎样影响到产品性能、产能和工艺控制的，这才是其转换工作的核心内容。

在电子产品生产中，全面实施有铅向无铅的转换，是一项复杂的系统工程。它涉及组装用的各类材料、电子元器件、PCB、工具、工艺装备、质量控制、可靠性和失效模式、生产和计划管理、环保要求、市场需求等诸多要素的协调和配合。由于各相关部门对实施无铅化的时间表不尽相同，技术上也存在着尚待深入研究的领域，不同地区市场需求也存在着明显的差异……这一切都使转换过程变得更为复杂。

经过几年的技术攻关，元器件等的无铅化取得了突飞猛进的发展，全面满足了终端产品的生产需要。由于绿色无铅化是电子信息产业发展的大趋势，所以元器件生产厂商都将原有的有铅生产线一步到位地改造成无铅生产线，市场上无铅元器件正迅速取代有铅元器件。这又导致了市场尚无无铅化要求的许多有铅产品，因购买不到有铅元器件而不得不选用无铅元器件来替代，于是出现了有铅焊端和无铅焊膏的混用。考虑产品生产成本的压力，电子装备制造厂商又不得不采取无铅元器件有铅焊接的生产方式来过渡。

由有铅向无铅制造的过渡不可能一蹴而就。因此，在一个较长的时间内，电子产品组装都可能是使用双模式的生产线。当有铅、无铅组装交织在一起时，工艺上处理该类组装问题，比处理纯有铅或纯无铅组装中的问题都要更加复杂和棘手。

电子信息产业的绿色无铅化已席卷全球，在无铅化组装这场新的技术革命中，日本是目前处于世界领先水平的。为了加速我国绿色无铅化的技术革命进程，笔者吸取了日本在无铅转换过程中的技术经验，再结合自己从事无铅化的实践和研究心得，编著了《现代电子装联无铅焊接技术》这本专著，以供从事或即将从事此工作的工程师们参考。

本书在编著过程中得到了深圳中兴通讯股份有限公司执行副总裁邱未召先生的热情支持、关心和鼓励，并在百忙之中为本书作序，笔者不胜感激。

中兴通讯公司工艺技术部部长冯力博士、基础工艺科刘哲科长、贾忠中高工等参与了书稿的校阅，我的技术助手孙磊、钟宏基、邱华盛等对本书的完成做出了很大的贡献。中兴通讯公司物流体系汪海涛副总经理、马庆魁高级顾问、戎孔亮副总工艺师、材料实验室宋好强主任也给予了很大的关心和支持，在此对他们一一表示衷心的感谢。

在此还要特别感谢深圳唯特偶化工开发实业有限公司董事长廖高兵先生的热情关心和支持。

由于时间仓促，作者水平有限，书中错误难免，敬请广大读者批评指正。

作 者

2008 年 3 月

于中兴通讯公司

# 序

质量意味着能够满足顾客的需要，从而使顾客满意的产品特征；同时，质量也意味着免于不良。这是两项对质量的基本定义。随着科技进步和社会发展，环保问题越来越突出，各国都对环保越来越重视，顾客对环保的要求越来越高。一方面，科技的进步在创造财富、改善人们生活的同时，产生了大量的污染，给人们生活和身体健康造成相当大的危害；另一方面，人们不断追求高品质的生活，尤其电子产品已成为日常生活中不可或缺的工具，电子产品中的有害物质减少或消除势在必行。欧盟、美国、日本及中国相继立法，限制电子产品中有物质的使用，并已陆续实施。满足 RoHS 要求无疑是质量的一项最基本的要求。

本书作者长期从事电子装联焊接技术的研究，有着丰富的理论造诣和实践经验，始终走在电子装联技术研究和应用的最前列。在电子装联无铅化转换中，它无疑也是技术的先驱和开拓者。中兴通讯是国家“走出去”战略的优秀企业，生产的产品出口到全球各个国家，尤其在欧美和日本比例较大。由于市场的需求，中兴通讯在国内最先实施无铅转换。

无铅化焊接技术不是简单的无铅化处理，而是一项复杂的技术。它包括无铅波峰焊接、无铅再流焊接及无铅人工焊接，和有铅焊接相比发生了重大变化，涉及物理学、化学、金属学、电气学、材料力学等，通过影响可焊性、焊接部腐蚀和焊接强度，最终影响焊接的可靠性。同时，生产过程中工艺设备的兼容性、工艺的可靠性、产能、各种器件引脚表面的涂覆层、焊接炉的热稳定性、加热温度曲线的设定，以及怎样使 PCB 的温度均匀分布等问题，也给无铅焊接技术的理论分析和工艺实践增加了相当大的难度。

而无铅化转换更是一项非常复杂的系统工程。它涉及各个方面的协调和配合，包括材料检测和选择、供应商的认证和培训、更换工艺和生产装备、生产计划和管理、仓储、市场预测、工程师和生产工人的培训等。在转换阶段，有铅和无铅生产并存，有些产品有铅、有些产品无铅，或有些元器件有铅、有些元器件无铅，稍有不慎，就会造成混乱，影响质量。而且这种配合和协同并不仅在一个企业内部，而是在一个整体供应链上；不仅在一个国家，而且在全球范围内。这种协同和配合最终需要无铅焊接技术在理论上的研究和实践上的创新才能满足对可靠性和质量的要求。

本书从无铅化组装、无铅焊接技术、无铅焊点质量控制等方面全面介绍了无铅化技术，是一本既具有理论意义又极具实践价值的经典之作。作者结合自己从事无铅化的实践和研究心得，编写这本《现代电子装联无铅焊接技术》，无疑为中国电子产品无铅化的技术革命进程做出了重要贡献。





# 目 录

第 1 章 概论 .....	1
1.1 铅污染的危害 .....	1
1.1.1 铅污染的形成 .....	1
1.1.2 对人类健康的危害 .....	2
1.2 电子产品无铅化组装必须关注的问题 .....	2
1.2.1 全面实施有铅向无铅的转换是一项复杂的系统工程 .....	2
1.2.2 现代电子产品组装无铅化的核心是无铅焊接 .....	4
1.3 无铅钎料合金 .....	4
1.3.1 无铅钎料合金的定义 .....	4
1.3.2 评价无铅钎料合金应用性能的标准 .....	4
1.3.3 实用的无铅钎料合金 .....	5
1.4 无铅助焊剂 .....	13
1.4.1 无铅焊接对助焊剂的要求 .....	13
1.4.2 无铅焊接用助焊剂应具备的特性 .....	15
1.4.3 无铅助焊剂应用时需要关注的主要性能与可靠性指标 .....	15
1.4.4 助焊剂在焊接中所起的作用 .....	16
1.4.5 助焊剂在焊接中的作用机理 .....	18
1.5 无铅焊膏 .....	23
1.5.1 何谓无铅焊膏 .....	23
1.5.2 无铅焊膏的特点 .....	23
1.5.3 无铅焊膏的主要成分及其作用 .....	24
1.5.4 如何选择和评估无铅焊膏 .....	26
1.5.5 无铅失活焊膏 .....	28
1.6 无铅电子元器件 .....	31
1.6.1 无铅电子元器件的定义 .....	31
1.6.2 电子元器件无铅化面临的挑战 .....	32
1.6.3 对无铅电子元器件焊接的工艺性要求 .....	33
1.7 P CB 基材及其金属涂覆层的无铅化 .....	34
1.7.1 P CB 基材无铅化中的主要问题 .....	34
1.7.2 无铅 PCB 基材的选择要求 .....	35
1.7.3 P CB 焊盘可焊性镀层的无铅化 .....	35
第 2 章 无铅焊接连接的界面理论 .....	37
2.1 电子装联概述 .....	37

2.1.1	电子装联的基本概念 .....	37
2.1.2	软焊接在电子装联工艺中的地位 .....	37
2.1.3	软焊接技术所涉及的学科领域及其影响 .....	37
2.2	软焊接原理——冶金连接 .....	38
2.2.1	冶金连接 .....	38
2.2.2	钎料及软钎接 .....	38
2.2.3	电子互连焊接机理 .....	39
2.2.4	钎料的润湿作用 .....	39
2.2.5	扩散 .....	43
2.3	界面的金属状态 .....	45
2.3.1	界面层的金属组织 .....	45
2.3.2	合金层（金属间化合物）的形成 .....	46
2.3.3	毛细现象 .....	52
2.3.4	界面层的结晶和凝固 .....	52
2.4	界面反应和组织 .....	53
2.4.1	S n 基钎料合金和 Cu 的界面反应 .....	53
2.4.2	S n 基钎料合金和 Ni 的界面反应 .....	56
2.4.3	S n 基钎料合金和 Ni/Au 镀层的冶金反应 .....	58
2.4.4	S n 基钎料合金和 Pd 及 Ni/Pd/Au 涂覆层的冶金反应 .....	59
2.4.5	S n 基钎料合金和 Fe 基合金的界面反应 .....	60
2.4.6	S n 基钎料和被 OSP 保护金属的界面反应 .....	61
<b>第 3 章 无铅波峰焊接技术 .....</b>		<b>64</b>
3.1	波峰焊接技术的进化和无铅应用 .....	64
3.1.1	波峰焊接技术的进化 .....	64
3.1.2	无铅波峰焊接的技术特点 .....	64
3.2	无铅波峰焊接设备技术 .....	67
3.2.1	适宜于无铅波峰焊接工艺的设备技术 .....	67
3.2.2	无铅波峰焊接设备技术的新发展 .....	71
3.3	无铅波峰焊接工艺过程控制 .....	75
3.3.1	传统波峰焊接工艺过程控制理论的局限性 .....	75
3.3.2	新的波峰焊接工艺过程控制理论要点 .....	75
3.3.3	波峰焊接机器参数 .....	76
3.3.4	无铅波峰焊接工艺设定参数及其优化 .....	79
3.3.5	波峰焊接工艺过程记录参数 .....	84
3.4	无铅波峰焊接工艺质量控制 .....	85
3.4.1	无铅波峰焊接工艺质量控制中应关注的问题 .....	85
3.4.2	无铅波峰焊接工艺质量控制要素 .....	85
3.5	影响无铅波峰焊接焊点质量的因素 .....	87
3.5.1	无铅波峰焊接的主要缺陷现象 .....	87

3.5.2 影响无铅波峰焊接焊点质量的因素 .....	87
<b>第4章 无铅再流焊接技术 .....</b>	<b>90</b>
4.1 无铅再流焊接技术所面临的挑战 .....	90
4.1.1 无铅应用推动了再流焊接技术的进步 .....	90
4.1.2 无铅再流焊接的技术特点 .....	91
4.2 无铅再流焊接设备技术及其发展 .....	93
4.2.1 无铅再流焊接设备技术面临的挑战 .....	93
4.2.2 无铅再流焊接设备加热技术的发展 .....	96
4.2.3 无铅汽相再流焊接 (VPS) .....	106
4.3 无铅再流焊接工艺技术 .....	107
4.3.1 无铅再流焊接的物理化学过程 .....	107
4.3.2 无铅再流焊接工艺参数 .....	108
4.3.3 再流焊接工艺参数的优化 .....	113
4.4 无铅再流焊接焊点缺陷 .....	116
4.4.1 无铅再流焊接缺陷的主要类型 .....	116
4.4.2 影响无铅再流焊接焊点质量的因素 .....	118
<b>第5章 无铅手工焊接技术 .....</b>	<b>119</b>
5.1 无铅手工焊接技术所面临的问题 .....	119
5.2 无铅钎料合金的手工焊接工艺 .....	119
5.2.1 无铅手工焊接在现代电子装联工艺中的意义 .....	119
5.2.2 无铅手工焊接的物理、化学过程及要求 .....	119
5.3 无铅手工焊接工具 .....	121
5.3.1 无铅手工焊接工具的特性 .....	121
5.3.2 电烙铁分类 .....	123
5.3.3 电烙铁的选择 .....	123
5.3.4 无铅手工焊接电烙铁头温度的选择 .....	123
5.4 影响无铅手工焊接效果的因素 .....	125
5.4.1 无铅钎料丝的选择 .....	125
5.4.2 助焊剂的考虑 .....	125
5.4.3 优化热传递 .....	126
5.5 无铅手工焊接工艺过程控制 .....	127
5.5.1 无铅手工焊接的基本过程 .....	127
5.5.2 无铅手工焊接工艺参数控制 .....	128
5.6 无铅手工焊接中的工艺性缺陷及其对策 .....	130
<b>第6章 有铅、无铅混合组装的工艺问题 .....</b>	<b>135</b>
6.1 由有铅向无铅转换中所面临的工艺问题 .....	135
6.1.1 转换早期的有铅焊端对无铅钎料的混用 .....	135
6.1.2 转换中、后期的无铅焊端对有铅钎料的混用 .....	135

6.2 无铅、有铅混用的分类和组合 .....	135
6.2.1 混用中的引脚焊端涂覆层 .....	135
6.2.2 无铅、有铅混用的几种常见形式 .....	136
6.2.3 无铅、有铅混用对焊点质量的影响 .....	137
6.3 无铅、有铅混用的工艺性分析 .....	138
6.3.1 高温对元器件的不利影响 .....	138
6.3.2 电气可靠性 .....	139
6.3.3 混合组装的返修工艺问题 .....	139
6.3.4 焊膏与 BGA/CSP 焊球的相容性 .....	139
6.3.5 炉温曲线与控制问题 .....	141
6.4 有铅、无铅混合组装的可行性评估 .....	143
6.4.1 焊点机械强度 .....	143
6.4.2 分层剥离 (Lift-off) 现象 .....	144
<b>第 7 章 无铅焊点的主要缺陷现象和质量标准 .....</b>	<b>145</b>
7.1 概述 .....	145
7.2 无铅焊接典型缺陷分析及质量要求 .....	146
7.2.1 共性的缺陷分析及其质量要求 .....	146
7.2.2 无铅波峰焊接特有的缺陷现象及其质量要求 .....	151
7.2.3 无铅再流焊接缺陷分析及其质量要求 .....	156
7.3 无铅焊接焊点的质量标准 .....	163
<b>第 8 章 虚焊和冷焊 .....</b>	<b>164</b>
8.1 概述 .....	164
8.2 虚焊和冷焊的异同 .....	164
8.2.1 相似性 .....	164
8.2.2 差异性及其物理定位 .....	165
8.3 虚焊 .....	167
8.3.1 定义和特征 .....	167
8.3.2 焊接中金属间化合物的生成 .....	167
8.3.3 虚焊发生的机理 .....	168
8.3.4 影响虚焊的因素 .....	169
8.4 冷焊 .....	171
8.4.1 定义和特征 .....	171
8.4.2 机理 .....	171
8.4.3 冷焊焊点的判据 .....	172
8.4.4 冷焊焊点缺陷程度分析 .....	174
8.4.5 诱发冷焊的原因及其抑制对策 .....	175
<b>第 9 章 无铅再流焊接的爆板、分层现象 .....</b>	<b>179</b>
9.1 概述 .....	179

9.2	爆板、分层现象的特征 .....	179
9.2.1	现象特征 .....	179
9.2.2	爆板沿厚度方向的分布 .....	181
9.3	分层和爆板的定义 .....	182
9.4	影响分层、爆板的因素 .....	183
9.4.1	有挥发物的形成源是产生分层、爆板的必要条件 .....	183
9.4.2	P P 与铜箔面黏附力差是产生分层、爆板的充分条件 .....	185
9.4.3	再流焊接温度选择不适是分层、爆板的诱发因素 .....	188
9.4.4	可挥发物逃逸不畅是分层、爆板的助长因素 .....	188
9.5	分层、爆板发生的机理 .....	189
9.5.1	分层发生的机理 .....	189
9.5.2	爆板发生的机理 .....	189
9.6	预防分层、爆板的对策 .....	191
9.6.1	根除爆板发生的必要条件 .....	191
9.6.2	抑制爆板发生的充分条件 .....	191
9.6.3	改善大铜箔面的透气性 .....	192
<b>第 10 章</b>	<b>无铅焊接中焊盘、焊缘起翘及芯片变形 .....</b>	<b>194</b>
10.1	无铅焊接过程中的凝固过程 .....	194
10.2	起翘、剥离及对策 .....	194
10.2.1	起翘的定义及研究动向 .....	194
10.2.2	起翘现象发生的机理 .....	195
10.2.3	从起翘发生的机理看抑制的对策 .....	203
10.3	PBGA 封装体翘曲及其对传统 MSL 分级的影响 .....	205
10.3.1	背景 .....	205
10.3.2	P BGA 封装体翘曲发生的机理 .....	206
10.3.3	现行标准的不足 .....	206
10.3.4	B.T. Vaccaro 等人的研究试验结论 .....	207
<b>第 11 章</b>	<b>无铅再流焊接中 PBGA、CSP 焊点空洞和球窝缺陷 .....</b>	<b>209</b>
11.1	概述 .....	209
11.2	无铅焊接中 PBGA、CSP 焊点的空洞 .....	210
11.2.1	P BGA、CSP 焊点中空洞的分类及物理特征 .....	210
11.2.2	空洞的影响因素 .....	213
11.2.3	空洞的形成机理 .....	220
11.2.4	空洞的检测和控制 .....	224
11.2.5	空洞是问题吗 .....	224
11.3	无铅焊接中 PBGA、CSP 焊点的球窝现象 .....	226
11.3.1	球窝现象的表现 .....	226
11.3.2	球窝的分类和形位特征 .....	226
11.3.3	在再流焊接过程中与球窝相关事件的研究 .....	228

11.3.4	球窝发生的机理 .....	232
11.3.5	球窝的危害 .....	234
11.3.6	球窝的抑制措施 .....	234
<b>第 12 章</b>	<b>电子产品无铅制程的可靠性问题与失效分析 .....</b>	<b>235</b>
12.1	电子产品无铅制程的可靠性评估 .....	235
12.1.1	电子产品无铅制程可靠性概述 .....	235
12.1.2	电子产品无铅制程对环境的适应性 .....	235
12.2	无铅焊点的可靠性问题 .....	235
12.2.1	影响无铅焊点可靠性的因素 .....	235
12.2.2	无铅焊点工艺可靠性设计 .....	238
12.2.3	无铅焊点的可靠性评估 .....	240
12.2.4	无铅电子产品长期工作的可靠性问题 .....	242
12.3	焊点失效分析基础 .....	246
12.3.1	名词及定义 .....	246
12.3.2	失效分析的目的和失效率曲线 .....	247
12.3.3	失效分析的层次和原则 .....	248
12.3.4	失效分析方法 .....	248
12.3.5	焊点的主要失效模式 .....	249
12.3.6	焊点的失效机理 .....	251
12.4	批量生产中无铅焊点失效特点及案例分析 .....	257
12.4.1	无铅焊点失效的特有现象 .....	257
12.4.2	SMT/THT 混合组装无铅波峰焊接的可靠性问题 .....	262
12.4.3	批量生产中无铅焊点失效案例分析 .....	263
12.5	无铅焊点的可靠性试验 .....	271
12.5.1	无铅焊点可靠性试验的目的 .....	271
12.5.2	试验分类和检测技术的适用性 .....	272
12.5.3	主要的试验内容和方法 .....	272
	<b>参考文献 .....</b>	<b>287</b>

# 第1章 概 论

## 1.1 铅污染的危害

### 1.1.1 铅污染的形成

电子制造业中大量使用的锡铅合金（Sn-Pb）是污染人类生存环境的重要根源之一。电子产品中的 Pb 用量分布如图 1.1 所示。

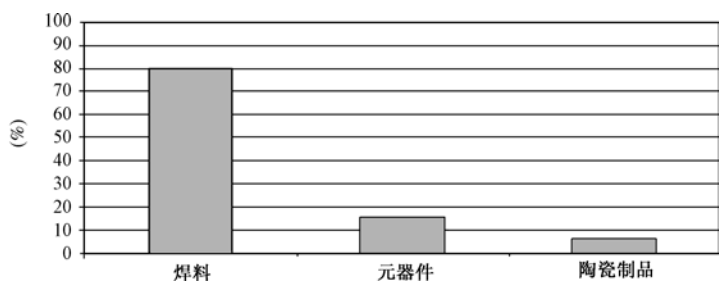


图 1.1 电子产品中 Pb 用量分布

钎料中的铅之所以成为环境问题，是由于铅在酸雨级的 pH 溶液中能溶解。表 1.1 中列出了根据美国的标准溶出试验方法（TCLP），测定的各种钎料合金成分中元素的溶出量。

表 1.1 钎料中元素的溶出量（mg/L，TCLP）

合 金	Sn	Ag	Cu	Sb	In	Bi	Pb
Sn3.2Ag0.5Cu	0.00	9.32	43.75	—	—	—	—
Sn3.5Ag	0.00	11.56	—	—	—	—	—
Sn2.0Ag	0.00	8.46	—	—	—	—	—
Sn0.7Cu	0.00		44.52	—	—	—	—
Sn5Sb	0.00		—	55.5	—	—	—
Sn20In	0.22		—	—	0.39	—	—
Sn5Ag5Bi	0.13		—	—	—	1.24	—
Sn57Bi	0.35		—	—	—	1.61	—
Sn37Pb	0.082		—	—	—	—	1002

E.B.Smith et al.: Surface Mount Technology, p.64 (1990.3)

由表 1.1 可知：在各种元素中，铅是最容易溶出的，它大大超过了环境基准规定值（见表 1.2），尤其是在电子产品废弃物处理场大量积聚，蓄积的毒性更高，因而更容易从钎料中溶出。因此，铅污染和铅中毒已成为污染环境、危害人类身体健康的重要问题。现在，世界上一些发达国家和地区都在制订电子制造领域的无铅计划和时间表。

表 1.2 日本、美国相关法律规定的容限 (mg/L)

元素	日 本			美 国	
	自来水[1]	环境基准[2]	废弃物填埋基准[3]	饮用水	溶出基准 (TCLP)
Pb	0.05	0.01	0.3	0.015	5.0
Cu	1.0			1.0	500
Zn	1.0				
Ag				0.10	5.0
Sb	0.002[4]			0.06	1.0

注: [1] 水管法 1992 年修正; [2] 水质汚染防止法; [3] 废扫法 1994 年修正; [4] 监视项目指标值。(关于 Sn、Bi、In 尚无规定值, 美国和日本均无规定。)

电子产品废弃物中的铅对人体和生态系统的影响过程如图 1.2 所示。

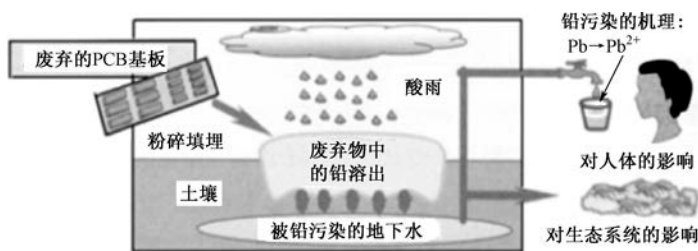


图 1.2 铅对地下水的污染

### 1.1.2 对人类健康的危害

据 2002 年 7 月 15 日中国政策科学研究会铅防治问题研究组、中国医学促进会、妇儿医疗保健委员会、北京儿童医院、北京晚报发表的“零铅工程”调查报告指出,我国曾对 9 省 19 个城市的 6502 个 3~5 岁幼儿静脉血进行血铅测定,结果显示儿童血铅浓度的总体均值为 88.3μg/L,有近 30%的幼儿血铅超过国际公认的儿童铅中毒水平。该调查结果表明我国儿童血铅水平较发达国家儿童为高,而血铅增高对儿童发育、神经行为、语言能力的发展等 29 个方面都存在负面影响。该报告还同时列举了 50 种铅中毒的自觉症状。

铅是一种多亲和性的毒素,主要损害神经系统、造血系统和消化系统。铅中毒也是引发白血病、肾病、心脏病、精神异常的重要因素之一。铅污染现已对我国国民体质造成了巨大危害。

据历史学家分析,曾称霸西方的古罗马帝国的迅速灭亡就是因为铅在引水工程中大量应用,引起人们体质恶化而导致的。铅毒污染不仅对水,而且对土壤、空气均可产生污染。一旦环境发生严重铅污染,其治理的难度很大,周期很长,且经费支出巨大。

## 1.2 电子产品无铅化组装必须关注的问题

### 1.2.1 全面实施有铅向无铅的转换是一项复杂的系统工程

在电子产品生产中,全面实施有铅向无铅的转换,是一项复杂的系统工程。它涉及组装用的各类材料、电子元器件、PCB、工具、工艺装备、质量控制、可靠性和失效模式、生产和计划管理、环保要求、市场需求等诸多要素的协调和配合。由于各相关部门对实施无铅化的时间



表不尽相同,技术上也存在着尚待深入研究的领域,不同地区市场需求也存在着明显的差异……这一切都使得转换过程变得更为复杂。

无铅化对我国电子制造企业来说,是一次技术实力和管理能力的挑战。随着“绿色设计和绿色制造”日益成为企业提高竞争力、改变企业形象和扩大市场份额的有效手段,加快无铅制造的转型,实现无铅化已成为我国电子制造产业与国际化接轨的一条必由之路。

RoHS 工业量产化驱动,首先要制定相应的实施策略与方法,特别要加强对无铅量产化过程中一些技术质量问题的预测。

(1) 与 Sn-37Pb 共晶合金相比, Sn-Ag-Cu 钎料的熔点更高、湿润性更差。更高的再流温度给电子制造工艺及供应链带来了一系列的问题与变数。

(2) 充分了解无铅钎料替换对制造工艺的影响。其中一些需要深入调查与了解的问题可分为以下几类。

① 设计:

- PCB 设计/布局;
- 工具/夹具设计。

② PCB、元器件与消耗品:

- PCB 层压材料的选择;
- PCB 表面处理工艺;
- 无铅组装工艺条件下的元器件有效性与重新审查;
- 无铅钎料合金选择;
- 对所选无铅钎料合金的可靠性研究;
- 无铅焊膏的选择;
- 无铅钎料棒的选择;
- 无铅波峰焊助焊剂的选择;
- 无铅返修材料的选择;
- 兼容性管理(向后及向前)。

③ 工艺:

- 再流焊接工艺(对再流焊接温度曲线的要求、工艺窗口的大小);
- 波峰焊接工艺(对波峰焊接温度曲线的要求、无铅钎料槽的维护);
- 返修工艺(对返修温度曲线的要求)。

④ 设备:

- 无铅工艺对再流炉、波峰焊设备和返修设备的影响;
- 无铅制造工艺中的设备能力,在钎料中允许污染的容限;
- 对测试与检查设备及程序的影响。

⑤ 质量:

- 产品质量标准与有铅时的差异化,可能会遇到的焊接缺陷,接受与拒绝的标准;
- 切换到无铅工艺后的缺陷率水平;
- 可靠性的变化。

⑥ 成本:

- 制造材料成本是否会增加;
- 由更高温度所引起的能耗增加,对于总体制造成本的影响;
- 由无铅工艺可能导致的不良品的增加对成本影响。

## 1.2.2 现代电子产品组装无铅化的核心是无铅焊接

现代电子产品组装由有铅向无铅转换过程中的核心就是焊接技术的转换。现代电子装联焊接技术由有铅向无铅的转换，不仅是一类材料被另一类材料的简单替代；也不仅是温度从 240℃ 到 260℃ 的简单演变；更不仅是长期可靠性的简单确认。这种转换是广泛的、系统的、深入的对制造的可行性和测试的确认。如果一种工艺不能高效率地生产出符合质量要求的产品且保持可控，那么这种工艺就是不可行的。理解无铅焊接生产过程是怎样影响到产品性能、产能和工艺控制的，这才是其转换工作的核心内容。

从材料角度看，影响无铅焊接效果的要素是无铅钎料合金、无铅助焊剂、无铅焊膏的合理选择，元器件和 PCB 对无铅焊接高温的适应能力，以及元器件焊端、PCB 焊盘可焊性保护涂覆层的适配能力。

## 1.3 无铅钎料合金

### 1.3.1 无铅钎料合金的定义

欧盟 RoHS、ISO9453 和日本 JEIDA 等都有明确规定：Pb 含量 < 0.1wt% (1000ppm) 的钎料合金可定义为无铅钎料合金。例如，ISO9453 标准中关于无铅钎料合金的规定见表 1.3。

表 1.3 ISO9453 标准中关于无铅钎料合金的规定 (wt%)

合金	Sn	Pb	Sb	Bi	Cd	Cu	In	Ag	Al	As	Fe	Zn
Sn-1Cu	Rem	0.1	0.05	0.1	0.002	0.45~0.9	0.05	0.05	0.01	0.03	0.02	0.001
Sn-3Cu	Rem	0.1	0.05	0.1	0.002	2.5~3.5	0.05	0.05	0.01	0.03	0.02	0.001
Sn-3Ag	Rem	0.1	0.1	0.1	0.002	0.1	0.05	3.0~3.5	0.01	0.03	0.02	0.001
Sn-4Ag	Rem	0.1	0.1	0.1	0.002	0.05	0.03	3.4~4.0	0.01	0.03	0.02	0.001
Sn-5Sb	Rem	0.1	4.5~5.5	0.1	0.002	0.1	0.05	0.05	0.01	0.03	0.02	0.001

注：各种杂质元素的重量百分比均为其含量的最大允许值。

### 1.3.2 评价无铅钎料合金应用性能的标准

对无铅钎料合金应用性能的要求可综合如下。

- (1) 机械性能（剪切强度、抗蠕变、等温疲劳、热疲劳等能力）要接近或等于 Sn-37Pb。
- (2) 物理性能（电导率、热导率、热膨胀系数）与 Sn-37Pb 应是可比较的。
- (3) 应用特性与现代电子产品的制造基础结构是兼容的。
- (4) 润湿性良好，相变温度（固-液相线）与 Sn-37Pb 钎料相近，金属学组织稳定。
- (5) 无毒性：金属元素对毒性的影响为 Pb > Cu > Ni > Ag > Al > Sn > Au。
- (6) 可以再循环利用，成本低。
- (7) 地球上储量能满足市场需求，一些元素（如 In、Ce 等）因储量小，只能作为添加成分。
- (8) 能加工成工业上所需的棒料、线料及粉料等各种形状。

### 1.3.3 实用的无铅钎料合金

#### 1. 实用的无铅钎料合金分类

实用化的无铅钎料合金，通常按熔点范围做如下分类。

(1) 低熔点无铅钎料合金（熔化温度范围 $<180^{\circ}\text{C}$ ），见表 1.4。

表 1.4 低熔点无铅钎料合金

合 金 系	成分 (wt%)	熔化温度范围 ( $^{\circ}\text{C}$ )
Sn-Bi	Sn-58Bi	139 (共晶)
Sn-In	Sn-52In	117 (共晶)
	Sn-50In	117~125
Bi-In	Bi-33In	109 (共晶)
Sn-Bi-Ag	Sn-57Bi-Ag	175 (共晶)

(2) 熔点与 Sn-37Pb 相近的无铅钎料合金（熔化温度范围为  $180\sim 200^{\circ}\text{C}$ ），见表 1.5。

表 1.5 熔点与 Sn-37Pb 相近的无铅钎料合金

合 金 系	成分 (wt%)	熔化温度范围 ( $^{\circ}\text{C}$ )
Sn-Ag-In	Sn-2.8Ag-20In	179~189
Sn-Zn	Sn-9Zn	198 (共晶)

(3) 中等范围熔点的无铅钎料合金（熔化温度范围为  $200\sim 230^{\circ}\text{C}$ ），见表 1.6。

表 1.6 中等熔点范围的无铅钎料合金

合 金 系	成分 (wt%)	熔化温度范围 ( $^{\circ}\text{C}$ )
Sn-Ag-Bi	Sn-3.5Ag-4.8Bi	205~210
Sn-Ag-Cu-Bi	Sn-2Ag-0.5Cu-7.5Bi	213~218
Sn-Ag-Cu	Sn-3.0Ag-0.5Cu	217~220
	Sn-3.8Ag-0.7Cu	217 (共晶)
Sn-Ag-In	Sn-3.5Ag-1.5In	218
Sn-Ag	Sn-3.5Ag	221 (共晶)
	Sn-2Ag	221~226
Sn-Cu	Sn-0.7Cu	227 (共晶)
Sn-Cu-X	Sn-0.7Cu-0.05Ni (用于波峰焊)	226~227
	Sn-0.5Cu-0.05Co (用于波峰焊)	228

(4) 高熔点无铅钎料合金（熔化温度范围为  $230\sim 350^{\circ}\text{C}$ ），见表 1.7。

表 1.7 高熔点无铅钎料合金

合 金 系	成分 (wt%)	熔化温度范围 ( $^{\circ}\text{C}$ )
Sn-Sb	Sn-5Sb	232~240

## 2. 实用无铅钎料合金性能解析

### (1) Sn-Ag 二元合金

当组分为 Sn-3.5Ag 时形成共晶合金，熔化温度为 221℃，其状态图如图 1.3 所示，图 1.4 所示为该合金的典型金相组织。

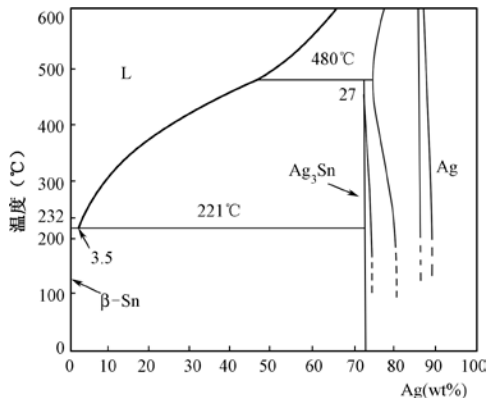


图 1.3 Sn-Ag 合金系状态图

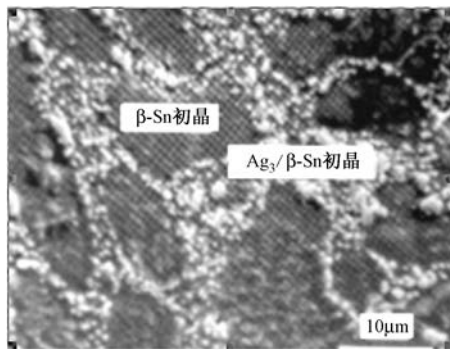


图 1.4 Sn-Ag 合金系的金相组织

因此业内人士认为用 Sn-Ag 钎料作为 Sn-Pb 的替代品应该很方便，但是这种材料也有以下几个问题：

- 熔点为 221℃，相对于许多表面安装器件和工艺来说都太高了；
- 内含 (3.5~4) wt%Ag，将因成本过高而在某些领域的应用中受到限制；
- 当合金内不同区域的冷却速率不同时，会因为 Ag 的相位变化而无法通过可靠性试验。

有人将一 Sn-4Ag 合金块进行再流并从底部强制冷却，然后检查它在不同冷却速率下的微观结构，如图 1.5 所示。

Sn-4Ag 合金由于冷却速率不同而有三种金相结构，这种结构缺陷与焊点上发生的情况很类似。因此，它可能引起现场失效。正是由于这个原因，多数 OEM 厂商和工业组织都反对采用 Sn-Ag 作为主要的无铅钎料合金。Ag 的相变问题还引起了人们对含 Ag 量高的 Sn-Ag-Cu 合金的担心。

合金中 Ag 含量的增加对合金机械性能的影响，如图 1.6 所示。Sn-3.5Ag 合金的物理性能，如图 1.7 所示。

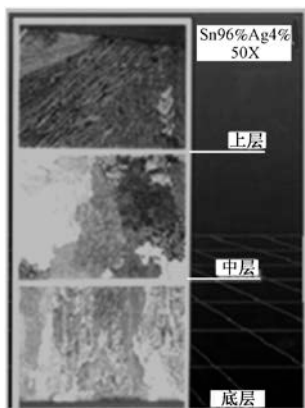


图 1.5 Ag 在不同的冷却速度下的相变

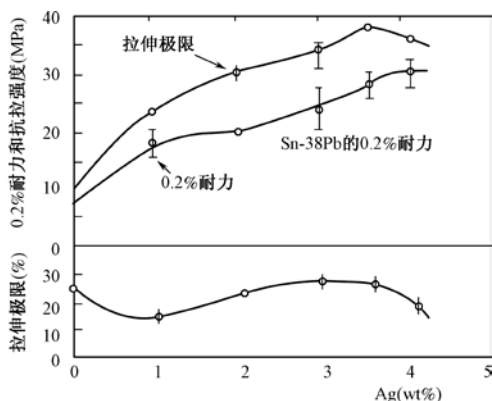


图 1.6 Ag 含量对合金机械性能的影响

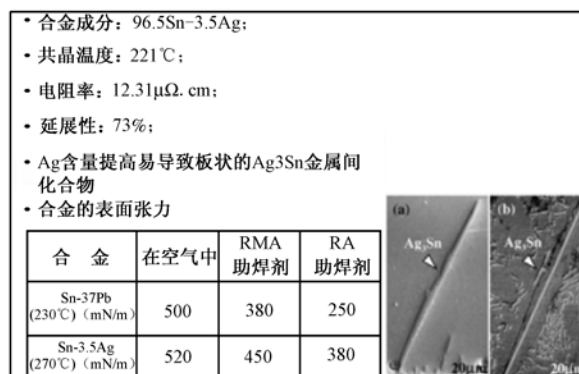


图 1.7 Sn-3.5Ag 的物理性能

## (2) Sn-Cu 系合金

Sn-Cu 系合金的状态图如图 1.8 所示。可以看出在 Cu 侧形成了复杂的多个金属间化合物，而当 Sn 含量>60%时，可见到近似共晶的合金。当成分为 Sn-0.7Cu 时构成共晶组分，其金相组织形式为 Sn-Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>的二元合金。共晶点的温度为 227℃，这在无铅钎料合金中属于熔点比较高的合金类，因而在组装中焊接温度要超过 250℃，不适合进行再流焊接。由于其不含 Ag，因而价格比较低，多用在比较简单的 PCB 的经济型产品波峰焊接中。

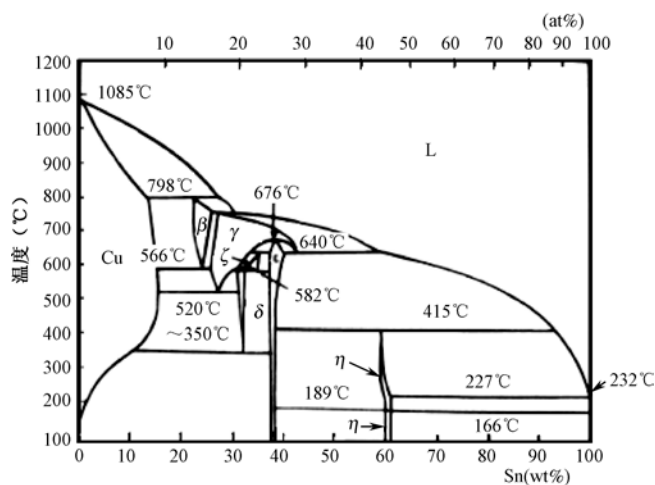


图 1.8 Sn-Cu 系状态图

Sn-Cu 共晶组织和 Sn-Ag 二元共晶合金类似，由图 1.9 可以看到由 $\beta$ -Sn 初晶粒和包围在其周围的 Sn/Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>共晶组织的金相结构。

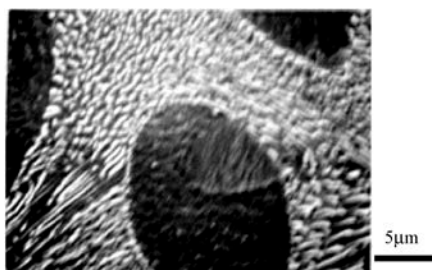


图 1.9 Sn-0.7Cu 合金再流焊接后的组织 (SEM 照片)

$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  不像  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  那么稳定, 如图 1.9 中所示的微细共晶组织在  $100^\circ\text{C}$  温度下, 只能保持数十个小时便消失了。分散的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  粒子组织的粗大化变化, 正是导致 Sn-Cu 系钎料合金的高温稳定性和热疲劳可靠性与 Sn-Ag 系钎料合金相比要差的原因。尽管 Sn-Cu 合金可以节约一部分成本, 但它也有以下几个问题需要考虑。

- 熔点为  $227^\circ\text{C}$ , 比 Sn-3Ag-0.5Cu 高了约  $9^\circ\text{C}$ , 因此在许多温度敏感场合下, 其应用受到限制。
- 与其他无铅钎料合金相比, 这种合金湿润性较差, 在很多时候要求使用氮气和活性较强的助焊剂。
- Sn-Cu 合金毛细作用能力低, 难以吸入 PTH 孔中; 同时它缺乏表面安装组件所需要的抗疲劳特性。
- 很差的疲劳特性会引起现场失效, 可能会完全抵消廉价带来的初期成本的节约。
- 延展性:  $0\sim 30\%$ 。
- 电阻率:  $11.67\mu\Omega\cdot\text{cm}$ 。

为了细化 Sn-Cu 合金中的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  的粒度, 可在其中添加 Ag、Ni、Co 等微量元素来进行改性。例如, 添加 0.1% 的 Ag 可以改善其机械性能; 而添加微量的 Ni 不仅具有抑制氧化浮渣发生的效果, 而且还使其润湿性接近纯 Sn, 故改善了对 PCB 的 PTH 孔的透孔性。

### (3) Sn-Bi 合金

Bi 正成为无铅电子系统中的必要元素。例如, 在 SMT 制造中, 一块 PCB 上就可能组装有一个或多个含 Bi 的元器件。这是因为, 除 Pb 之外, Bi 是减少 Sn 晶须现象发生的最有效的元素。

就健康危害方面而言, Bi 比其他常用金属如 Sn、Ag、In、Cu 和 Ni 更安全 (根据美国 OSHA PEL 标准)。在采用 Bi 的钎料中, 有两种含 Bi 合金: Sn-58Bi 和 Sn-43Pb-14Bi 是得到确认的组分。其中, Sn-58Bi 组分在低温条件下, 如在室温或接近室温的情况下, 是一种强有力的合金。不过, 其性能会随着温度升高急剧下降, 因而其应用只限于低温条件下。

在 Sn 系合金中添加了 Bi 的钎料如图 1.10 所示, 这可以制得共晶点  $138\sim 232^\circ\text{C}$  范围极宽的熔点合金。它不形成化合物, 是单纯的 Bi/Sn 共晶组织, 在 Sn 的基体中固溶了多量的 Bi 而无其他合金系的特点。

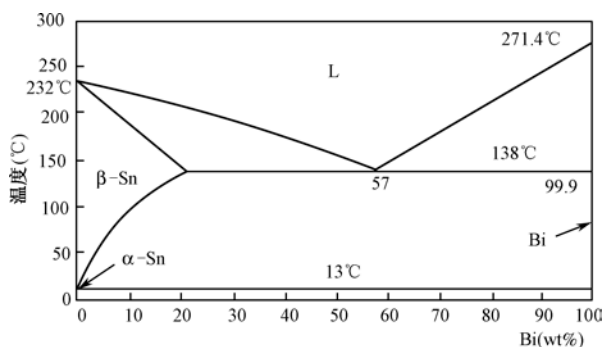


图 1.10 Sn-Bi 二元合金状态图

图 1.11 所示为 Sn-40Bi 的亚共晶组织, Bi 具有  $10\mu\text{m}$  以上的粗大形状的结晶, 故其脆性大, 而且还影响机械性能。在 Sn 的初晶中可析出微细的板状 Bi, 这样在钎料凝固后的固体中就失去了固溶度, 从而导致其耐冲击性能变差。

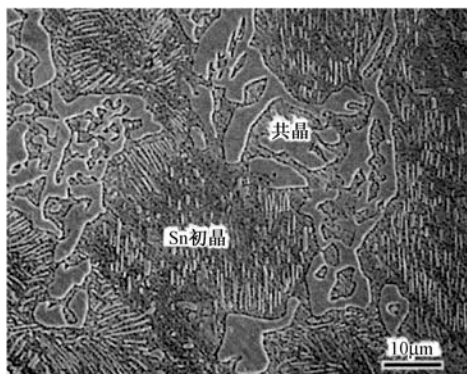


图 1.11 Sn-40Bi 合金组织 (SEM 照片)

该合金在实际应用中的问题是：其熔点约为  $190^{\circ}\text{C}$ ，从状态图可以看到此时的固—液共存区很大，其后果是易导致凝固偏析现象的发生。它在  $80^{\circ}\text{C}$  的温度下是稳定的合金组织，一旦超过  $140^{\circ}\text{C}$  便因 Bi 晶粒的粗大化而变脆。

#### (4) Sn-Zn 系合金

Sn-Zn 系共晶钎料是和 Sn-Pb 共晶钎料熔点最接近的一种无铅钎料合金，而且它还具有好的机械性能和经济性。图 1.12 所示是该系钎料合金的状态图。它不形成化合物，合金元素相互之间几乎不固溶，Sn 相和 Zn 相是分离的。Zn 相虽然呈现较大的板状结晶，如图 1.13 所示；然而，又不像 Bi 系合金那么脆，机械性能那么差。

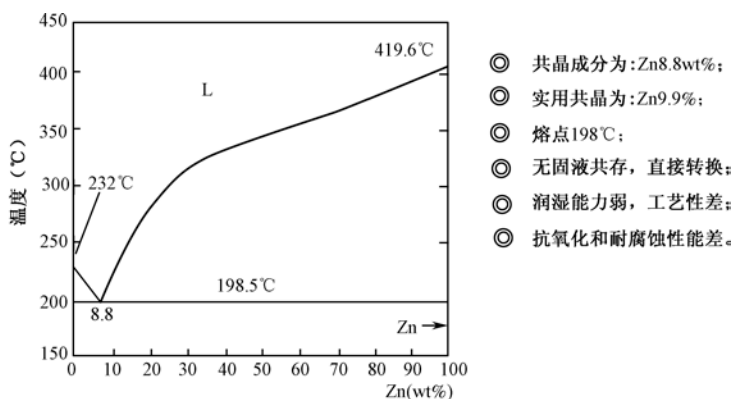


图 1.12 Sn-Zn 系合金状态图

Sn-Zn 系合金的共晶组分为 Sn-8.8wt%Zn，共晶温度为  $198^{\circ}\text{C}$ 。

Sn-Zn 系合金由于在大气中抗氧化和耐腐蚀性能都比较弱，润湿性能和焊接的工艺性都比较差。所以，含 Zn 的无铅焊锡合金在日本以外的国家和地区，基本上不受重视。

#### (5) Sn-Ag-Cu 钎料合金

在 Sn-Ag 合金中添加了 Cu 的合金，不仅保持了 Sn-Ag 合金的优良的机械特性，使其熔点降低了若干，而且还减弱了在焊接过程中由于 Cu 的溶蚀而造成的恶劣影响。

Sn-Ag-Cu 合金系状态图如图 1.14 所示。在 Sn-Ag-Cu 合金中，Sn 与次要元素 Ag、Cu 之间的冶金反应是决定应用温度、固化机制及机械性能的主要因素。按照二元相图，在这三个元素之间有以下三种可能的二元共晶反应：

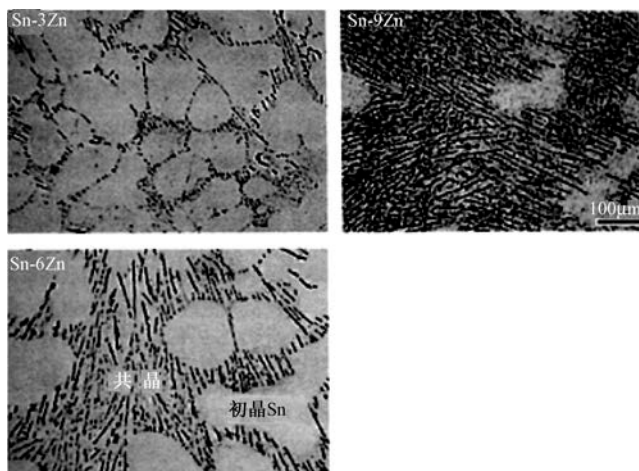


图 1.13 Sn-xZn 合金组织 (OM 照片)

- Ag 与 Sn 在 221℃ 反应形成 Sn 基相位的共晶结构和  $\epsilon$  金属间的化合相位 ( $\text{Ag}_3\text{Sn}$ );
- Cu 与 Sn 在 227℃ 反应形成 Sn 基相位的共晶结构和  $\eta$  金属间化合相位 ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ );
- Ag 也可以与 Cu 在 779℃ 反应形成富 Ag 的  $\alpha$  相和富 Cu 的  $\alpha$  相的共晶合金。

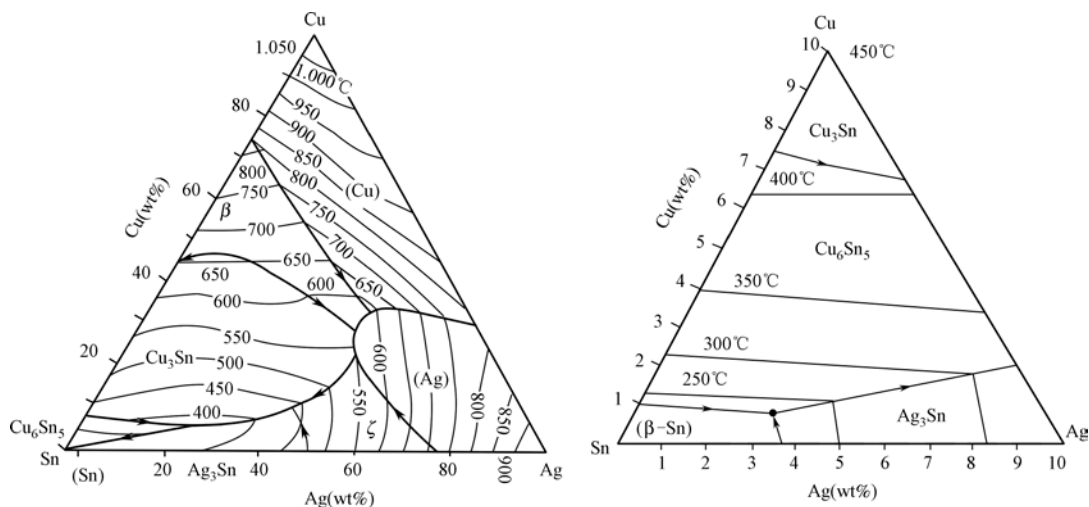


图 1.14 Sn-Ag-Cu 合金状态图

图 1.15 所示为典型的 Sn-3.0Ag-0.5Cu 的金相组织，其  $\beta$ -Sn 初晶和散布的共晶组织几乎与 Sn-Ag 合金完全相同。图中  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  微细结晶呈现出很长的纤维状组织，而参混的作为共晶组织的一部分的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  微细结晶，几乎和  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  没有区别。

相对较硬的  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  和  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  粒子的形成，可分隔较细小的 Sn 基颗粒，建立一个长期的内部应力，有效地强化了合金，阻挡疲劳裂纹的蔓延。 $\text{Ag}_3\text{Sn}$  和  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  颗粒越细小，越能有效地分隔 Sn 基颗粒，结果是得到整体更细小的微组织结构，因而延长了在较高温度的疲劳寿命。

Ag 和 Cu 在合金设计中的特定配方，对获得合金的机械性能是关键的。例如当 Cu 含量为 0.5wt% 时，Ag 含量在 (3.0~3.5) wt% 之间变化时，其温度特性的变化并不很敏感，如图 1.16 所示。



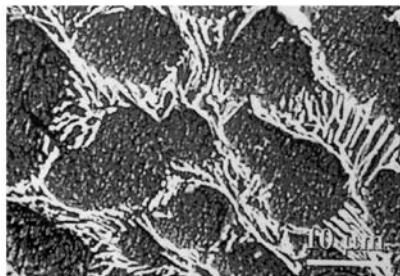


图 1.15 Sn-3.0Ag-0.5Cu 金相组织

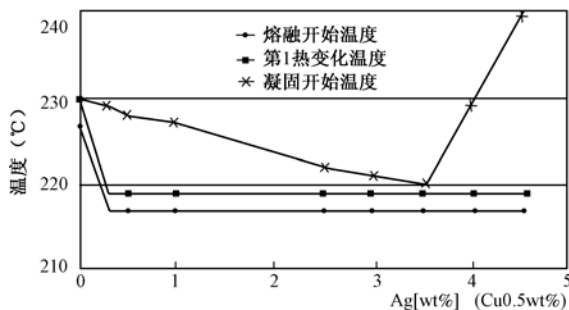


图 1.16 Ag 含量变化时的温度特性

日本学者菅沼克昭通过热分析得到 Sn-3Ag-0.5Cu、Sn-3.6Ag-0.75Cu 和 Sn-3.9Ag-0.6Cu 三种 Sn-Ag-Cu 钎料合金的 DSC 曲线, 如图 1.17 所示。

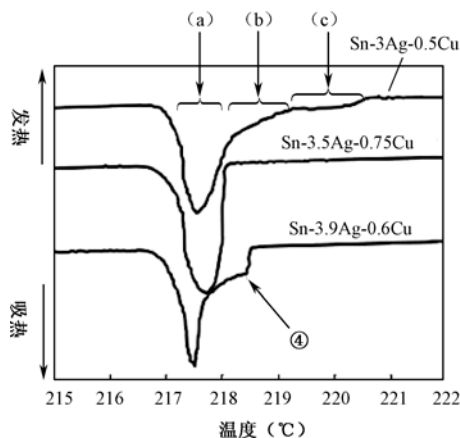


图 1.17 Sn-Ag-Cu 钎料合金的 DSC 测定曲线 (升温过程)

① 升温 (熔化) 过程。以 Sn-3Ag-0.5Cu 合金为例, 其升温过程物理性质变化 (图 1.17) 如下:

- $\text{Sn} + \text{Ag}_3\text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5 \rightarrow \text{液体}$  217~218°C
- $\text{Sn} + \text{Ag}_3\text{Sn} \rightarrow \text{液体}$  218~219°C
- $\text{Sn} \rightarrow \text{液体}$  219~221°C

② 降温 (凝固) 过程。

- Sn-3Ag-0.5Cu 的凝固:

液体  $\rightarrow$  形成 Sn 初晶  $\rightarrow$  形成 Sn/Ag<sub>3</sub>Sn 共晶  $\rightarrow$  形成 Sn/Ag<sub>3</sub>Sn/Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>

- Sn-3.5Ag-0.75Cu 的凝固:

液体  $\rightarrow$  大致同时形成 Sn/Ag<sub>3</sub>Sn/Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> (在组织里析出 Sn 初晶)

- Sn-3.9Ag-0.6Cu 的凝固:

液体  $\rightarrow$  形成 Ag<sub>3</sub>Sn 初晶  $\rightarrow$  形成 Sn/Ag<sub>3</sub>Sn 共晶  $\rightarrow$  形成 Sn/Ag<sub>3</sub>Sn/Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> (在组织里析出 Sn 初晶)

Ag 和 Cu 含量对 Sn-Ag-Cu 钎料合金机械性能的影响, 可分别描述如下。

① Ag 为 (3.0~3.1) wt% 时: 合金的屈服强度和抗拉强度都随 Cu 的含量的增加而提升。

② 当 Cu 的成分超过 1.5wt% 时: 屈服强度会降低, 抗拉强度保持稳定, 整体合金的塑性

在 Cu 成分在 (0.5~1.5) wt% 范围内是较高的, 然后随着 Cu 的进一步增加而降低。

③ Cu 含量保持在 (0.5~1.7) wt% 范围时, 合金的屈服强度和抗拉强度都随 Ag 含量的上升而增加, 但是塑性却降低了。

④ 在 Ag 含量为 (3.0~3.1) wt% 时, 疲劳寿命在 Cu 为 1.5wt% 时达到最大; 而且还发现 Ag 的含量从 3.0wt% 增加到更高的水平 (如 4.7wt%) 时, 机械性能没有任何的提高。

⑤ 当 Cu 和 Ag 两者配比都较高时 (如 Sn-4.7Ag-1.7Cu), 塑性将受到损害。

⑥ 对于 Cu 含量为 (0.5~0.7) wt% 的 Sn-Ag-Cu 合金, Ag 含量高于 3.0wt% 时将增加  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  粒子的体积比例, 从而得到更高的强度。但是, 它不会再增加疲劳寿命。

⑦ 当 Cu 含量为 (1~1.7) wt% 的较高组分时, 将造成疲劳寿命降低;

⑧ 同样当 Ag 的成分控制在 (3~3.1) wt% 而 Cu 超过 1.5wt% 时,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  粒子体积比例也会增加。可是, 强度和疲劳寿命不会随 Cu 的增加而进一步增加。

⑨ 具有 (3.0~4.7) Ag- (0.5~1.7) Cu 的 Sn-Ag-Cu 合金, 具有相当好的物理和机械性能, 不论是抗拉强度、疲劳特性和塑性均比 Sn-37Pb 好得多, 它展示了所希望的特性: 熔化温度、强度、塑性、抗蠕变和疲劳寿命的最佳平衡。因此, 世界上多数国家都主张使用 Sn-Ag-Cu 合金。

如前所述, Ag 是 Sn-Ag-Cu 合金中最贵的部分, 和低 Ag 合金相比, 高 Ag 合金在工艺性、可靠性及供应方面并没有什么明显的优点。有人认为含 Ag 量高的合金有助于提高湿润性, 但是湿润试验表明, 含 Ag 量低的合金实际上比含 Ag 量高的合金湿润性更强。

因此, 所有焊接应用中都会使用成本较低的材料。事实上, 低 Ag 合金解决了高 Ag 合金 Ag 的相变化问题, 且具有较好的湿润性和更低的熔点温度, 可用在所有焊接场合, 因此日本将其推荐广泛使用。

对于 PCBA 组装制造来说, NEMI、JEITA、IDEALS、NCMS 等组织及其他钎料合金材料供应商已经证明了 Sn-Ag-Cu (SAC) 合金是近、中期推行无铅生产工艺最理想的无铅钎料合金, 理由如下。

① SAC 不含 Bi, 而且不会与铅形成低熔点相。形成低熔点合金相是含 Bi 合金的最主要问题, 不能假设元器件引脚或线路板表面处理不会给焊接工艺造成铅污染。特别是在无铅转换的早期阶段, 只要铅污染含量达 3%, 即会形成以 Sn-10.5Bi 或 Sn-12Bi 形式存在的 Sn-Bi-Pb 共晶体, 其熔点只有 96℃。低熔点不仅影响组件在高温环境下 (如在汽车内) 的使用, 而且对所有温度下的疲劳测试都有不良影响。既然元器件引脚及 PCB 表面在未来至少几年内极可能仍会造成铅污染, 含 Bi 的钎料合金就不是无铅焊接的理想选择。

② SAC 的熔点相对较低。当 SAC 合金中 Ag 低于 5.35% 及 Cu 低于 2.3% 时, 液固相温差将低于 3℃, 最理想的 SAC 合金熔点为 217℃。

③ SAC 只含有 3 种成分。当合金中成分元素增多时, 就易产生杂质的问题, 制造起来也比较困难, 批量生产时熔点或液固相温差会变得难以控制。

为确保再流焊接、波峰焊接、维修及重工之间的兼容性, 在 RoHS 转换阶段, 可以选择 SAC305 合金为 RoHS 钎料的基础。其具体优势为:

- 已有生产应用经验, 易于使用;
- 接近共晶温度;
- 毒性相对较低;
- 与手工焊接、波峰焊接、再流焊接兼容性好。

### (6) Sn-Ag-Cu-Bi 合金

在 Sn-Ag-Cu-Bi 系统中, Ag、Cu、Bi 三个元素都会影响所得合金的熔点。要找出这个四元系统中每个元素的最佳配比, 以获得较低的熔化温度, 同时又能将机械性能维持在所希望的水平上, 表现出所希望性能(熔化温度、强度、塑性和疲劳寿命)的最好平衡。

- Cu: 在 0.5wt%Cu 时熔化温度达到最小, 而超过 0.5%后熔化温度几乎保持不变。
- Ag: 增加 Ag 时熔化温度下降, 大约 3.5wt%Ag 时达到最小。
- Bi: 对进一步减少熔化温度起主要作用。可是, 可加入 Bi 的量是有限的, 因为它对疲劳寿命和塑性有非常大的破坏作用。合适的 Bi 的含量大约为 (3~3.5) wt%。

Ag 与 Sn 之间的相互作用形成  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  的金属间化合物; Cu 与 Sn 反应形成  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  的金属间化合物。

最佳化学成分 Sn-3.1Ag-3.1Bi-0.5Cu 提供了较高的强度, 其疲劳寿命分别比 Sn-37Pb、Sn-3.5Ag 高出大约 200%和 155%。它具有 209~212℃的熔化温度、狭窄的黏滞范围(小于或等于 3℃)和润湿性能, 特别适合于作为表面贴装应用中的 Sn-37Pb 的替代品。因为它提供了较低的再流温度, 这是期望的关键所在。虽然它的塑性比 Sn-Ag 和 Sn-Cu 低, 但还是能满足要求。

### (7) Sn-Ag-Bi、Sn-Ag-Bi-In 合金

- 含 Bi 的钎料合金对 Pb 的出现非常敏感, 主要是在冷却过程中容易形成 52Bi-30Pb-18Sn 的三元合金, 其熔化温度为 96℃。
- 由于温度低, 加速了晶粒的生长和相的积累, 当热循环温度超过 96℃时, 焊接处的力学性能会变差。
- 含 Bi 钎料的焊缝易翘起。
- 该合金疲劳特性高于 Sn-Pb 共晶钎料, 合金的性能会随着 Bi 的增加而降低 (Sn-Ag-3Bi > Sn-Ag-4Bi > Sn-Ag-7Bi)。
- 在 Sn-Ag-Bi 合金中添加 In 会显著提高疲劳阻抗。

## 3. IPC/SPVC 对 Sn-Ag-Cu 的评估结论

(1) SAC 的润湿能力较 Sn-Pb 弱, 但足以形成良好的外观。

(2) SAC 焊点的空洞较大, 这与工艺参数有关, 焊点的空洞与热疲劳没有必然的关系。SAC 焊点热疲劳可靠性要高于 Sn-Pb。

(3) SAC 焊接中 245℃峰值温度不是必需的, 以能形成良好的 IMC 为宜。

(4) SAC 含 Ag 的不同, 将影响 2P 威布尔分布形状, 但没有统计学差异。

(5) 优先推荐 SAC305 钎料合金。

## 1.4 无铅助焊剂

### 1.4.1 无铅焊接对助焊剂的要求

助焊剂与钎料合金表面之间有化学反应, 因此不同合金成分要选择不同的助焊剂。母材表面的金属氧化膜的稳定性随金属的种类而异, 具有稳定的氧化膜的母材在焊接时要将其除去是非常困难的, 因而造成了焊接的困难。金属氧化膜的稳定性可以从其生成的自由能  $\Delta F$  来定性判断, 其负的绝对值愈大的愈稳定。具有代表性的金属氧化物的标准生成自由能  $\Delta F$  见表 1.8。

表 1.8 主要金属氧化物生成的标准自由能 $\Delta F(227^{\circ}\text{C})$ 

氧化物	$\text{Ag}_2\text{O}$	$\text{CuO}$	$\text{Cu}_2\text{O}$	$\text{PbO}$	$\text{NiO}$	$\text{FeO}$	$\text{SnO}$	$\text{SnO}_2$
$\Delta F(\text{kcal/mol})$	+0.6	-27.2	-32.7	-40.5	-46.2	-55.3	-56.8	-114.5

与 Ag、Cu 等相比较, Sn 的氧化物的 $\Delta F$  负的绝对值大, 相对而言是稳定的。因此, 在焊接中所用的助焊剂也应有所差别, 对于后者必须用活性较强的助焊剂才行。而目前工业中大量应用的无铅钎料合金几乎均为高 Sn 合金 ( $>90\text{wt}\%$ ), 这正是造成无铅焊接缺陷率高的原因之一。

由于无铅合金的浸润性差, 要求助焊剂提高活性和活化温度。无论在有铅还是无铅再流焊接中, 助焊剂浸润区都是控制焊接质量的关键区域。助焊剂中的主要成分是松香脂, 而松香的主要成分是松香酸, 其熔点为  $74^{\circ}\text{C}$ , 在  $170^{\circ}\text{C}$  呈现活性反应, 在  $300^{\circ}\text{C}$  以上丧失活性。松香酸和被焊母材 Cu 表面的氧化层 ( $\text{Cu}_2\text{O}$ ) 反应生成松香酸铜。松香酸在常温下不能和  $\text{Cu}_2\text{O}$  起反应。所以若要实现活性增强、高温稳定性改善, 要求焊后助焊剂残留物要少, 且无腐蚀性, 满足 ICT 探针测试和电迁移要求。

所谓助焊剂的活性化反应, 就是分解反应, 此时会发出热量、释放激活能。在有铅焊接时, 助焊剂的活性反应恰好在钎料的熔点  $183^{\circ}\text{C}$  之前对金属表面进行洁净。钎料熔化时使金属表面获得激活能, 能够降低熔融钎料黏度和表面张力、提高浸润性, 从而有利于扩散、溶解, 形成金属间化合物。以 SAC 合金为例, 无铅焊接时, 其熔点为  $217^{\circ}\text{C}$ 。而无铅助焊剂的主要成分也是松香脂, 若使用传统助焊剂, 在  $183^{\circ}\text{C}$  钎料熔化前助焊剂已经结束活性反应。再从  $183^{\circ}\text{C}$  上升到  $217^{\circ}\text{C}$ , 由于助焊剂长时间处在高温下, 不仅起不到清洗和洁净作用, 还可能造成助焊剂碳化, 严重时甚至会使 PCB 焊盘、元器件引脚和焊膏中的钎料合金在高温下重新氧化而造成焊接不良。因此, 无铅焊接中无铅助焊剂必须专门配制。

在城市附近, 由于大气污染、光化学烟雾的危害愈来愈严重, 强紫外线、工厂排出的废气 ( $\text{CO}$ 、 $\text{NO}_x$ )、VOC 等均易产生光化学烟雾, 故被称为“光化学烟雾的发源地”, 如图 1.18 所示。

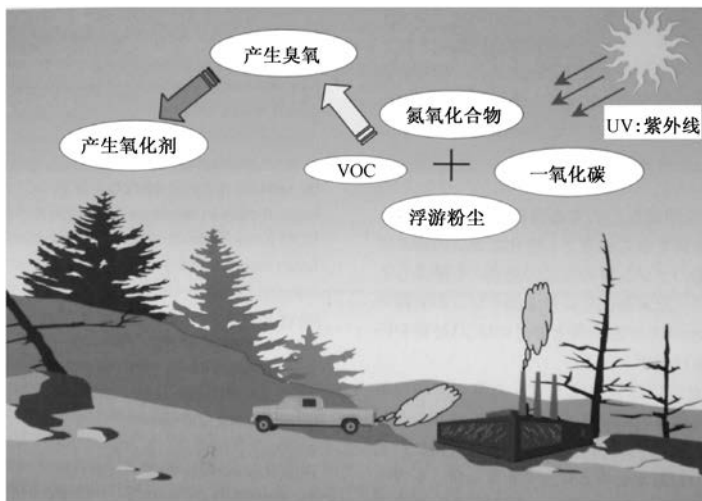


图 1.18 大气的光化学破坏作用

挥发性有机化合物 (VOC) 是一种可挥发性的有毒物质。它构成了大气光化学污染的主要来源之一, 导致了大气对流圈臭氧层的减少, 破坏了人类的生存环境。因此, VOC 愈来愈受到

世界各国的重视。在列出的有毒的大气污染物质目录中,就包含了现在使用的有机溶剂等。传统助焊剂所大量使用的醇类等溶剂,大多都属于 VOC 物质。因此,发展无 VOC 助焊剂是未来的发展方向。

波峰焊接中的无 VOC 免清洗助焊剂需要特殊配制。实施“绿色”焊接工艺,则要求使用无 VOC 的水基助焊剂,它比醇基助焊剂更有一些优势。试验证明,无 VOC 助焊剂对无铅钎料与 PCB 上的残留物和可焊性,比传统免洗助焊剂显示了更好的结果。其原因是:

- 应用到 PCB 上的数量较少了;
- 助焊剂中的活性剂和化学物质在水中比在醇类中反应更有化学活性。

虽然无 VOC 助焊剂价格贵些,但实际上使用这些助焊剂的综合成本大致是相同的或甚至更少,因为焊接中的总消耗量减少了。

可焊性的提高导致返工数量的减少。而助焊剂消耗量的降低,对提升产品质量也是有利的。同时,清洁机器的零部件将较容易,可以用热水而不是化学品和仪器来完成。然而钎料珠的数量将随着无 VOC 助焊剂的使用而增加,其部分原因是因工艺中较高的温度,使阻焊膜软化。但与锡铅工艺比较,这些钎料球的清除要容易得多。

### 1.4.2 无铅焊接用助焊剂应具备的特性

助焊剂是电子装联焊接过程中不可缺少的辅料。在波峰焊中,助焊剂和钎料是分开使用的;而在再流焊中,助焊剂则是焊膏中的重要组成部分。焊接效果的好坏除了与焊接工艺、元器件和 PCB 的质量有关外,助焊剂的选择是十分重要的,性能良好的助焊剂应具备以下特性。

- (1) 助焊剂的化学活性满足应用要求(能有效地除去母材金属和钎料表面的氧化膜)。
- (2) 助焊剂自身对母材的润湿性和漫流性要好。
- (3) 助焊剂的熔点比钎料低,在钎料熔化之前助焊剂要先熔化,才能充分发挥助焊的作用。
- (4) 助焊剂的浸润扩散速度比熔化钎料快,通常要求扩展率 $\geq 90\%$ 。
- (5) 助焊剂的黏度和密度比钎料小,黏度大会使浸润扩散困难,密度大就不易充分覆盖钎料表面。
- (6) 助焊剂的热稳定性好。
- (7) 助焊剂焊接时不产生焊珠飞溅,也不产生毒气和强烈的刺激性臭味。
- (8) 助焊剂化学反应迅速。
- (9) 助焊剂焊后残渣易于去除,并具有不腐蚀、不吸湿和不导电等特性。
- (10) 助焊剂焊接后不粘手,焊点不易拉尖。
- (11) 助焊剂在常温下储存稳定。

### 1.4.3 无铅助焊剂应用时需要关注的主要性能与可靠性指标

无铅助焊剂在应用中需要关注的主要性能指标有以下几点。

- 助焊性:扩展率,最好 $>90\%$ ;
- 腐蚀性:铜镜腐蚀、铜板腐蚀;
- 表面绝缘电阻:  $SIR > 1 \times 10^{12} \Omega$ ;
- 卤素含量;
- 固体含量;
- 残留物。

这些指标在 ANSI/J-STD-004、ANSI/J-STD-005、ANSI/J-STD-006 等标准中都有详细规定。常用助焊剂的分类见表 1.9。

表 1.9 基于材料成分和卤化物含量的助焊剂分类

助焊剂主要成分	活性等级	(卤素离子含量%wt)	类型	类型标识
天然松香 (Rosin)	低活性 (R)	0%	L0	ROL0
		<0.5%	L1	ROL1
	中等活性 (RMA)	0%	M0	ROM0
		(0.5~2.0) %	M1	ROM1
	高活性 (RA)	0%	H0	ROH0
		>2.0%	H1	ROH1
合成松香 (Rosin)	低活性	0%	L0	REL0
		<0.5%	L1	REL1
	中等活性	0%	M0	REM0
		(0.5~2.0) %	M1	REM1
	高活性	0%	H0	REH0
		>2.0%	H1	REH1
有机酸 (OR)	低活性	0%	L1	ORL1
		<0.5%	M0	ORM0
	中等活性	0%	M1	ORM1
		(0.5~2.0) %	M1	ORM1
	高活性	0%	H0	ORH0
		>2.0%	H1	ORH1
无机酸 (IN)	低活性	0%	L0	INL0
		<0.5%	L1	INL1
	中等活性	0%	M0	INM0
		(0.5~2.0) %	M1	INM1
	高活性	0%	H0	INH0
		>2.0%	H1	INH1

1.4.4 助焊剂在焊接中所起的作用

被焊金属和易熔的钎料合金表面，通常均为一层妨碍形成连接界面的氧化膜所覆盖。无氧化膜状态的金属只限于 Au、Pt 等少数几种。金属表面的氧化膜是受环境侵蚀的结果，并因环境和被焊金属的不同，而可能由氧化物、硫化物、碳化物或其他腐蚀产物组成。这些非金属腐蚀产物的作用相当于阻挡层，严重阻碍了焊接过程中熔融钎料对母材表面的润湿。因此，在焊接前必须要将其清除掉。在焊接过程中，助焊剂所起的作用概括起来有以下几点。

(1) 除去被焊基体金属表面的氧化膜

被焊金属表面的氧化膜通常不溶于任何溶液，不能像清除油脂那样将其除掉，但是这些氧化膜可与某些材料发生化学反应，生成能溶于液态助焊剂的化合物，从而实现将其除去而净化被焊金属表面的目的。这种化学反应可以是使助焊剂与氧化膜生成溶于助焊剂或助焊剂溶剂的另一种化合物，也可以是把金属氧化膜还原为纯净金属表面的化学反应。

属于第一种化学反应的助焊剂主要是以松香基助焊剂为代表。纯净松香主要由松香酸和其他同分异构双萜酸组成。用做助焊剂时，通常用酒精（异丙醇）作为溶液。当在氧化了的铜表

面上涂上该助焊剂并加热时，松香酸会与氧化铜化合生成松香酸铜，松香酸铜易于和没有反应的松香混合在一起，从而为钎料的润湿提供洁净的金属表面。松香酸对氧化铜层下面的基体铜没有任何侵蚀作用。当借助有机溶剂清除残留的助焊剂时，松香酸铜也会一起被清除掉。

第二种化学反应的例子是某些具有还原性的气体。例如，氢气在高温下能还原金属表面的氧化物，生成水并恢复纯净的金属表面。其化学反应通式可表示为



助焊剂除去氧化物层的速度，是决定焊接时间的主要因素之一，此时焊接时间可以表示如式(1.2)所示。

$$\text{焊接时间} = \text{氧化物的除去时间} + \text{钎料的润湿时间} \quad (1.2)$$

助焊剂除去氧化物的能力与助焊剂活性的强弱有密切的关系。例如，美国军标(MIL)规定的强活性助焊剂RA系列和中等活性助焊剂RMA系列去除氧化物的能力，见表1.10。

表 1.10 助焊剂除去氧化物的能力

助焊剂类型	除去氧化物的能力
RMA 助焊剂	100Å
RA 系助焊剂	200Å

## (2) 防止加热过程中被焊金属的二次氧化

焊接时随着温度的升高，母材金属表面的再氧化现象也会加剧。因此，助焊剂必须为已净化的母材金属表面提供保护，即助焊剂应在整个母材金属表面形成一层薄膜，包住母材金属，使其同空气隔绝，达到在焊接加热过程中防止被焊金属二次氧化的作用。

## (3) 降低液态钎料的表面张力

焊接区域中的助焊剂，能够以促进钎料漫流的方式影响表面能量平衡，降低液态钎料的表面张力，减小接触角。

金属表面存在氧化膜时，液态钎料往往凝聚成球状而不与金属发生润湿。氧化膜对钎料润湿的这种有害作用，是由存在着氧化膜的金属表面的自由能比金属本身的表面自由能要低得多的原因所致。

$\gamma_{\text{SF}} > \gamma_{\text{LF}}$  是液体润湿固体的基本条件。覆盖着氧化膜的固体金属表面与无氧化膜的洁净表面相比，表面自由能显著减小，致使  $\gamma_{\text{SF}} < \gamma_{\text{LF}}$  而出现不润湿现象。

焊接中使用助焊剂可以清除钎料和被焊金属表面的氧化膜，改善润湿。而且当液态钎料和被焊金属表面覆盖了一层助焊剂之后，它们之间的界面张力也会发生变化，如图1.19所示。

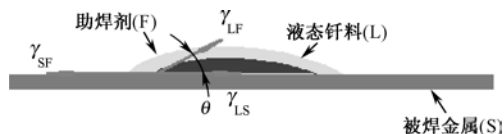


图 1.19 助焊剂的作用机理

液态钎料终止漫流时的平衡方程式为：

$$\gamma_{\text{SF}} = \gamma_{\text{LS}} + \gamma_{\text{LF}} \cos \theta \quad (1.3)$$

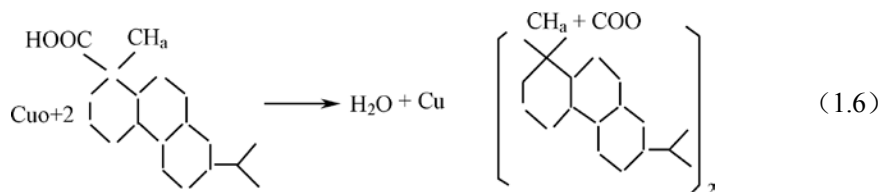
$$\cos \theta = (\gamma_{\text{SF}} - \gamma_{\text{LS}}) / \gamma_{\text{LF}} \quad (1.4)$$

式中  $\gamma_{\text{SF}}$  ——被焊金属和助焊剂之间的界面张力；

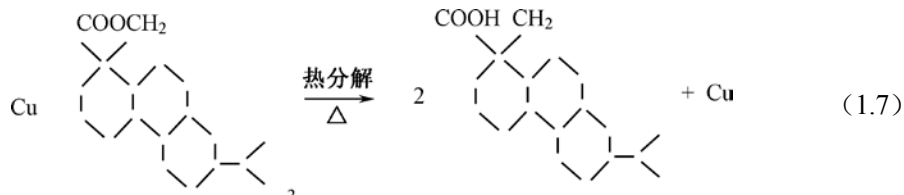
$\gamma_{\text{LF}}$  ——液态钎料和助焊剂界面上的界面张力；







松香酸铜可以在加热时热分解,除生成活性 Cu 以外,还可以从松香酸铜或其他有机酸中取得  $[\text{H}]^+$ ,形成羟基集团,重新聚合为松香酸,其反应为:



活性 Cu 可以同熔融的 Sn-Pb 钎料形成富 Cu 的活性合金,从而改变液、固相间的表面状态,提高其相互间的润湿与漫流性能。

基体部分的主要作用有以下两点。

① 洁净金属表面。松香在钎料熔融之前熔融并覆盖在焊接区域母材的表面上,随后释放出活性除去金属表面的氧化物。它对铜的氧化物的清除作用可用下述化学反应式描述



由于松香是有机酸,作为基体材料也具有洁净金属表面的作用。但因其效果比较小,另外再添加活性物质的目的是为了强化其洁净作用。

② 防止金属表面再氧化。它覆盖在已洁净后的母材表面,隔绝了与空气的接触,因而可防止在后续工序中的高温环境下再氧化。

## (2) 活性物质

① 活性物质的作用。焊接过程中驱使熔融钎料能够沿被焊母材表面漫流,是取得可靠焊接接头的前提,而润湿又是漫流的先决条件。为使熔融钎料能充分润湿母材,就必须预先清除焊接区域的氧化物和吸附的气体,使其达到纯金属或合金间的相互接触。因此,助焊剂中的活性物质应在润湿前就完全清除母材金属表面的氧化物和吸附的气体层。

对于润湿现象和可焊性而言,熔融钎料的表面张力是一个关键参数。由于母材金属表面有一些分子间的连接被打断,表面分子间的相互吸引力比内部分子间的相互吸引力弱,因此母材的自由表面比内部具有更高的能量。表面张力是分子间力作用在表面的一个直接度量,当润湿后新形成体系的自由能低于润湿前的自由能时,就出现润湿/铺展现象。换言之,熔融钎料润湿母材时,母材表面具有的能量一定要高于熔融钎料。显然,熔融钎料的表面能量越低或母材表面能量越高,越有利于润湿过程。此时助焊剂将母材的表面能量扩大,与适当的冶金反应共同作用,在达到焊接温度时能够显著地减少固、液、气相间的表面张力。也就是说,减少其接触表面处的自由能就是助焊剂在润湿中所起的作用。总之,助焊剂中的活化物质,应具有能去除氧化膜的化学活性,以及能提高熔融钎料沿母材表面漫流能力的物理活性。

活性物质在助焊剂中的含量按质量比占 0.2%~1.0%。考虑其残留物对可靠性的影响,因此通常都是使用在焊接温度下分解的有机酸或有机盐。

波峰焊接用的助焊剂中卤素活性物质的含有率为 (0~0.08) wt%,而对再流焊用的助焊剂则一般为 (0~0.2) wt%。

② 常见的活性物质。早期的活性物质常采用具有强还原作用的卤素化合物。然而近些年来为了确保可靠性，更多的都采用具有稳定还原能力的有机酸和有机盐作活性物质，见表 1.11。

表 1.11 助焊剂中所用活性物质的种类

类 型	化合物名称	分 子 式	熔点 (°C)	沸点 (°C)	溶 解 性		
					水	乙醇	乙醚
无机酸	盐酸	HCl	-112	-84	溶	易	易
	氟氢酸	HF	-92	19	溶	溶	
	磷酸	H <sub>2</sub> PO <sub>4</sub>	42		易	溶	
无机盐	氯化钠	NaCl	801	1440	易	微	
	氯化铵	NH <sub>4</sub> Cl	339		溶	微	
	氯化锌	ZnCl <sub>2</sub>	262	732	易	溶	
	氯化锡	SnCl <sub>2</sub>	246	623	易	溶	
有机盐	苯胺盐酸盐	C <sub>6</sub> H <sub>5</sub> HCl · HCl	192	245	易	易	不
	甲胺盐酸盐	CH <sub>3</sub> NH <sub>2</sub> · HCl	228	233	溶	溶	不
	乙胺盐酸盐	C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> NH <sub>2</sub> · HCl	110	270	易	易	不
	丁胺盐酸盐	C <sub>4</sub> H <sub>9</sub> NH <sub>2</sub> · HCl	214		微	微	不
	环己胺盐酸盐	C <sub>5</sub> H <sub>11</sub> NH <sub>2</sub> · HCl	204		微	微	不
有机酸	安息香酸	C <sub>6</sub> H <sub>5</sub> COOH	122	249	微	溶	溶
	硬脂酸	CH <sub>3</sub> (CH <sub>2</sub> ) <sub>15</sub> COOH	71		难	可	可
	乳酸	CH <sub>3</sub> CH (CH) COOH	17	119	易	易	微
	柠檬酸	(CH) C <sub>3</sub> H <sub>4</sub> (COOH) <sub>3</sub>	153		溶	溶	微
	乙二酸	HOCCOOH	189		溶	溶	微
	丁二酸	HOCC <sub>2</sub> H <sub>4</sub> COOH	185	235	溶	溶	微
	己二酸	HOCC <sub>4</sub> H <sub>8</sub> COOH	152	338	微	易	微
胺	三乙醇胺	N (C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> OH) <sub>3</sub>	18	201	易	易	不
	环丁烷二胺	(C <sub>6</sub> H <sub>5</sub> NH) <sub>2</sub> C=NH	152	170	微	溶	微

在上述 5 类中，能用于焊膏的只有有机酸、有机盐和胺 3 类。

③ 活性物质的化学物理特性。

(a) 化学活性。早期对助焊剂的去氧化膜能力，多用松香等化学溶解去膜理论或电化学原理来解释。后来人们根据助焊剂所采用的原材料的特点，更多地采用络合化学和高分子化学原理，来对助焊剂的作用机理进行探讨，说明了活化物质的化学活性主要表现在其亲氧性方面。也就是说，在达到焊接温度前应充分地 将熔融钎料与母材表面上的氧化物还原或置换，形成新的金属盐类化合物或金属离子的配位化合物，如 CuCl<sub>2</sub>、松香酸铜、硬脂酸铜、溴化水杨酸铜等。上述一些化合物或配位化合物，有的能够溶解在松香中形成助焊剂的残留，有的本身就具有良好的助焊性能，即在焊接温度时能够增强助焊剂的润湿能力。例如，硬脂酸铜便比硬脂酸具有更好的助焊作用，能够帮助钎料在 Cu 表面上增加漫流的面积，如图 1.21 所示。

一些国外学者研究硬脂酸的去膜能力时，发现硬脂酸可以与 Cu 板上的氧化膜形成硬脂酸铜，并用红外光谱分析法验证了硬脂酸铜的存在，如图 1.22 所示。

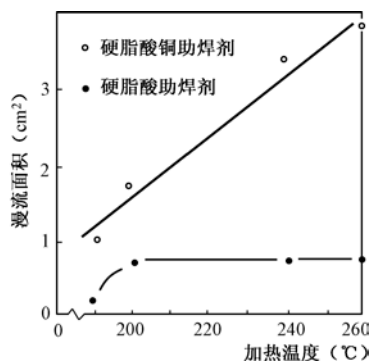


图 1.21 漫流面积增加

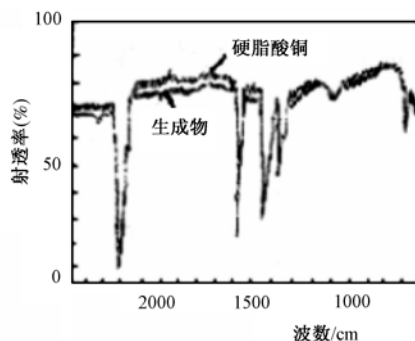
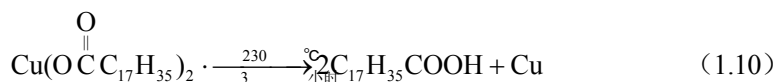
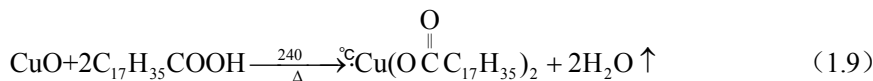
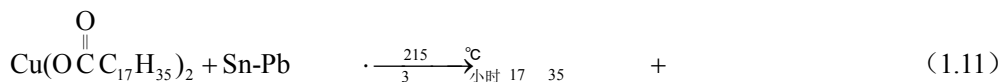


图 1.22 硬脂酸铜的存在

硬脂酸铜呈浅绿色，在 230℃时热分解，在分解过程中从聚合物系统中取得羟基集团中的  $H^+$ ，重新聚合成硬脂酸，析出活性铜。新生成的硬脂酸可以再与 Cu 的氧化物作用，周而复始。其反应方程如下



科学家同时还研究了硬脂酸助焊剂与 Sn-Pb 钎料在热过程中的反应，用化学分析法分析了反应生成物，得出有一种 Cu-Sn-Pb 的合金形成。其反应式为



上述反应是周而复始不断进行的，参加反应的硬脂酸铜的数量不变，反应过程是放热反应。因此，这一过程实质上是一种催化反应。又因为这个反应是在熔融钎料、助焊剂和固体母材接触表面上进行的，所以又是一种多相络合催化反应。正是由于这个反应过程的存在，才使钎料的去膜过程得以完全进行。这便是焊接过程中助焊剂的多相络合催化去膜理论。

(b) 物理化学过程。这个过程主要是熔融钎料对母材之间相互作用。如果忽略液态钎料与母材接触表面间的扩散、固溶、形成共晶体或金属间化合物等作用。助焊剂中的活性物质在达到焊接温度以前应按热力学第二定律减少熔融钎料与母材接触表面的自由能。按吉布斯-亥姆霍茨定律可表示为：

$$\Delta F = \Delta u - \Delta S \cdot T < 0 \quad (1.12)$$

式中  $\Delta F$  ——表面自由能的减少量；

$\Delta u$  ——内能的改变量；

$\Delta S$  ——熵变量。

上述公式表述的是在恒温、恒压过程中体系所做的最大非体积功，体系的变化总是朝着自由焓值减少方向进行的，在最小值时达到平衡。这个过程便是液态钎料与固体母材相互润湿的物理化学过程。

硬脂酸和氧化铜能够形成硬脂酸铜，硬脂酸铜又可热分解为活性铜，它又可与 Sn-Pb 钎料形成 Cu-Sn-Pb 合金，新生的 Cu 和 Cu-Sn-Pb 合金将存在于熔融钎料与母材接触的界面上。

由图 1.23 和图 1.24 可看出：当用硬脂酸铜作为助焊剂时，在钎料与母材之间有 Cu 元素的过渡现象。这就是说，硬脂酸铜在加热时分解出了活性铜，然后又与 Sn-Pb 钎料作用形成了液、

固相间的一层活性合金层。正是这层活性合金层的存在，与母材建立了新的化学键和改变了液、固相界面层分子受力不平衡的状态，增强了熔融钎料与母材接触界面的吸附作用，提高了相互润湿、漫流的性能。这便是助焊剂中活性物质在焊接的物理化学过程中，在活性金属表面吸附、润湿和漫流的理论。

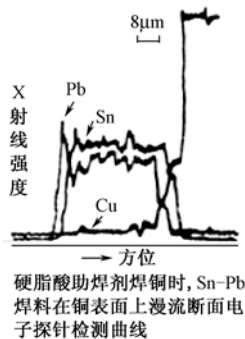


图 1.23 硬脂酸助焊剂

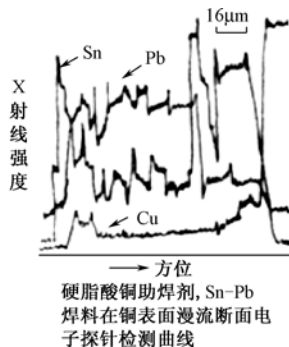


图 1.24 硬脂酸铜助焊剂

根据助焊剂中活性物质在焊接过程中的多相络合催化去膜理论，以及活性金属表面吸附、润湿理论，可以将助焊剂在焊接时的作用机理描述如图 1.25 所示。

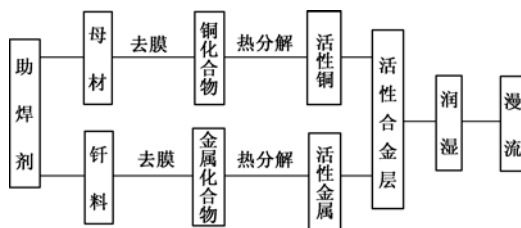
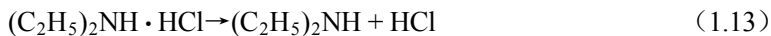


图 1.25 助焊剂的作用过程

活性物质发生洁净反应的温度叫活化温度。由于该温度和活性物质的分解温度非常接近，所以活性物质在洁净金属表面后便分解蒸发了，而不能像松香树脂那样覆盖在已洁净的金属表面，防止金属表面的再氧化。

以二乙胺盐酸盐为例，其洁净过程的化学反应如下



反应式 (1.12) 是二乙胺盐酸盐分解生成盐酸的反应。而反应式 (1.14) 则是用反应式 (1.13) 生成的盐酸来清洁母材金属表面的反应。

图 1.26 所示为二乙胺盐酸盐助焊剂反应的示差热分析图。图中 1.26 (a) 所示的活性物质的分解温度在 a 点，而其活化温度在 b 点，a 和 b 的温度差异非常小。从图中可以判断，活性物质洁净金属表面后便分解蒸发了。

从示差热分析图可观察到即使是同一种活性物质，但由于加热速度不同，其活化温度也是不同的。以图 1.26 中的二乙胺盐酸盐为例，升温速度为  $10^\circ\text{C}/\text{min}$  的测定条件下活化温度为  $224^\circ\text{C}$ ，而当将升温速度降低到  $5^\circ\text{C}/\text{min}$  时，活化温度便变成了  $208^\circ\text{C}$ 。因此，活化温度随升温速度变化而变化的依存关系，在生产实际中必须给予充分的关注。

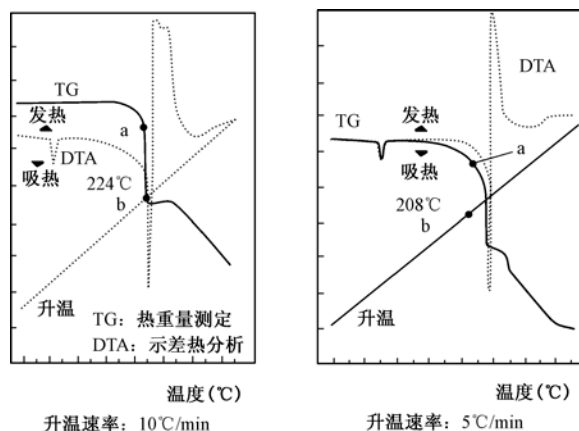


图 1.26 二乙胺盐酸盐的热分析

### (3) 溶剂

在选择溶剂时，一般要求所用溶剂对助焊剂中的固体成分（如松香、活性物质及其他添加剂等）有较好的溶解度，常温下挥发程度适中，焊接时能迅速气化，故必须选择具有适宜蒸汽压的材料。溶剂的黏度对助焊剂的黏度影响很大，因此选用时其黏度也要受到某种限制。其次就是要求毒性低，气味小。

## 1.5 无 铅 焊 膏

### 1.5.1 何谓无铅焊膏

无铅焊膏是指一种由无铅钎料合金颗粒和助焊剂拌合起来的膏状材料。钎料合金颗粒是粒度为  $5\sim 40\mu\text{m}$  的球状或不定形状的金属粉末，其成分占整个焊膏的 90wt% 左右。球形颗粒表面积最小，氧化物含量少，有利于获得良好的可焊性，如图 1.27 所示。

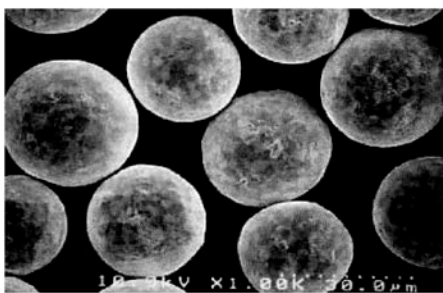


图 1.27 钎料颗粒

余下 10wt% 左右是助焊剂，焊膏根据所要求的组装特性，可以生产出不同成分的多种类型，以满足不同的应用需要。影响焊膏组装质量和问题的主要特性有黏度、触变性、坍塌性、黏着力等。

### 1.5.2 无铅焊膏的特点

#### 1. 对无铅焊膏的主要性能要求

和有铅焊膏（如 Sn-37Pb）一样，无铅焊膏（如 SAC305）的主要性能要求如图 1.28 所示。

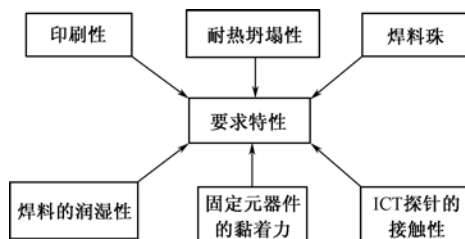


图 1.28 对焊膏要求的特性

在图 1.28 所示的焊膏所要求的特性中，有些要求相互间是矛盾的。例如，为了保持较长时间的印刷性，就要使用高沸点溶剂，这样一来再流焊接时，就增加了钎料珠发生的危险性。又如，为了获得良好的焊接性，就要增加助焊剂的活性，但这就可能增加了焊后残留物的腐蚀性而带来可靠性问题……

显然要完全满足所有的特性要求几乎是不可能的。所以在实际选用时，一定要充分了解和掌握这些相互矛盾的特性，根据组装产品的具体特点和用途，折中地平衡好各项要求，以达到较好的最终综合效果。

## 2. 无铅焊膏应用的工艺性问题

### (1) 印刷性不如有铅焊膏好

以 SAC305 为例，由于 SAC305 的密度为  $7.4 \text{ g/mm}^3$ ，比 Sn-Pb 合金的密度 ( $8.4 \text{ g/mm}^3$ ) 低，因此 SAC305 无铅焊膏的印刷性比 Sn-Pb 焊膏差一些，而且容易黏刮刀。保证焊膏良好的印刷性对提高 SMT 的生产效率、降低成本十分重要。在合金成分相同的情况下，只有通过调整焊剂成分来改善其印刷性，如填充网孔能力、润湿性、抗冷/热坍塌性及抗潮湿环境能力等。事实证明，通过调整助焊剂成分和比例，无铅焊膏可以具有与有铅焊膏同样的高速印刷操作窗口。

### (2) 润湿性差

无铅钎料合金的润湿性不如有铅钎料合金好，焊接的工艺性和效果也都比有铅的逊色。因此，无铅焊膏中所用助焊剂的活性，通常比有铅焊膏中活性要强些，以加强在焊接过程中净化被焊接的金属表面、提高润湿性、确保焊膏质量和良好的焊接工艺性的能力。

### (3) 熔点高

目前电子行业中无铅焊膏所用的合金粉末大多是以 Sn-Ag-Cu 合金为主体的。该合金的熔点为  $217^\circ\text{C}$ ，比 Sn-Pb 合金高了  $34^\circ\text{C}$ ，这在再流过程中将带来一系列不利的影响。例如：

- 焊接过程中钎料合金氧化现象比较严重，焊接缺陷发生的概率比有铅要严重；
- 对于多层 HDI 类 PCB，在再流过程中易发生爆板、分层、变色等不良现象和缺陷；
- 对再流焊接设备再流区域的温度场分布的均匀性要求更高了；
- 个别热敏感元器件将出现热劣化现象，个别元器件还会出现爆裂；
- IC 芯片和 PCB 在焊接过程中热变形（翘曲）发生的概率增大了；
- 焊接工艺参数窗口变窄，过程控制难度加大。

### (4) 表面张力的自校正作用减弱

由于面阵列列表器件（PBGA、CSP、FCOB 等）在无铅再流过程中，表面的自校正能力的减弱，因而对焊膏印刷和贴片等工序的对位精度提高了。

## 1.5.3 无铅焊膏的主要成分及其作用

无铅焊膏的主要成分见表 1.12。

表 1.12 无铅焊膏的主要成分

主 要 成 分		应 用 目 的	所 用 材 料
无铅钎料粉末		连接和填充焊缝用的母材	Sn、Ag、Cu、Bi、In
助焊剂	基体材料	固定元器件的必要的黏着力；对焊接表面起洁净作用	松香、树脂
	活性剂	对被焊接的金属表面起洁净作用	胺、胺盐酸盐等
	触变剂	防止钎料金属粉末与助焊剂分离，使焊膏获得触变性	氢化蓖麻油、巴西棕榈蜡等
	溶剂	调节焊膏的黏度	乙二醇、甘醇；二乙二醇、二甘醇

1. 无铅钎料合金粉末

再流焊接过程中，需要在再流温度作用下使焊膏中的钎料粉末熔化，并依靠其自身的润湿力和表面张力凝聚在一起，填充焊缝，将二基体金属可靠地连接在一起。在连接过程，钎料合金是连接被焊金属的桥梁，其作用是关键的。

综合应用的工艺性、焊接连接的可靠性及成本等要求进行综合评估，结合目前应用于电子组装无铅再流焊接工艺中的钎料合金成分，IPC SPVC 向工业部门推荐了下述组分：

- Sn-3.0Ag-0.5Cu（简称 SAC305）；
- Sn-3.8Ag-0.7Cu；
- Sn-4.0Ag-0.5Cu（简称 SAC405）。

无铅钎料合金粉末是制造无铅焊膏的最基本的材料，目前工业上制造的方法有气体粉化法和离心粉化法两种，如图 1.29 所示。工业应用中，为了能获得均匀而尺寸一致的钎料合金粉末颗粒，大多使用离心粉化法工艺生产。在电子产品组装中，根据不同的焊盘尺寸和元器件引脚间距，应选择不同粒度的钎料合金粉，具体见表 1.13。颗粒度越小的钎料合金粉末，虽然能使细间距印刷性能、坍塌阻抗、黏着力等得到改善，但粉末颗粒度越细，其总表面积越大，使得助焊剂洁净表面的负担加重，再流过程中发生氧化的表面加大，产生钎料球的危险性也随之增大，从而降低了工艺窗口。

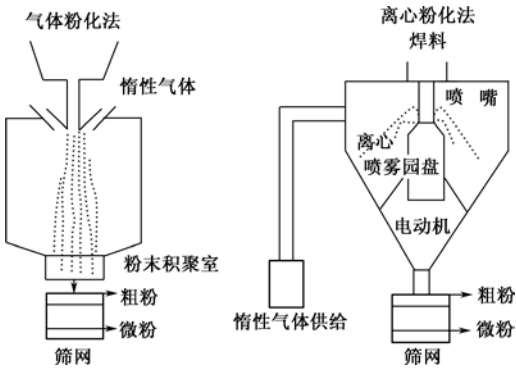


图 1.29 钎料合金粉末的制造方法

表 1.13 焊膏金属粉末粒度与元器件引脚间距的选择关系

颗粒度编号	颗粒尺寸范围 (μm)	最小引脚间距 (mm)	最接近的钢网厚度 (μm)	钢网最小开孔 (μm)
1	75~150	0.625	200	
2	45~75	0.5	150	
3	25~45	0.4	135	180
4	20~38	0.3	114	135
5	15~25	0.2	75	90

## 2. 助焊剂

作为焊膏助焊剂中所使用的基体材料的主要作用有以下几点：

- 和溶剂配合，使焊膏具有一定的黏着性，以保持元器件在贴装后的机械位置不变；
- 和基体材料、溶剂及触变剂共同作用，确保焊膏的良好的印刷性；
- 基体材料是钎料合金粉末的载体，同时它对被焊表面也有一定的洁净作用。

常用做基体材料的有天然松香、改性松香和人造树脂等。它们构成了焊膏中活性剂系统的一部分，一旦树脂软化，就能够在被焊金属表面上蔓延开。溶解在熔融树脂中的活性物质，就能够到达任何流过的地方。这时，溶入松香中的活性剂将与钎料合金粉末表面的氧化物作用，为再流做洁净准备。只要反应物间相互接触，化学反应即开始，随着温度的增加，反应速度会更快。

活性剂在再流焊接过程中承担着除去 PCB 焊盘和钎料等表面氧化物的重任。对于活性剂的选用，以往大多都选择具有强还原作用的卤化物。然而，近年来从改善和提高可靠性的观点出发，已较少选用卤化物活性剂材料，而更多使用具有稳定还原能力的有机酸，见表 1.14。

表 1.14 有机酸活性剂

名 称	化 学 式	分 子 量	沸点 (°C)
己二酸（肥酸）	$(\text{CH}_2)_4(\text{COOH})_2$	146.15	265
皮脂酸（癸二酸）	$(\text{CH}_2)_8(\text{COOH})_2$	202.24	295
硬脂酸	$(\text{CH}_3)(\text{CH}_2)_{16}\text{COOH}$	284.48	383

## 3. 触变剂

焊膏是一种均质混合体，溶于溶剂混合物中的松香溶液是一种非常黏的液体，但还需加入适量的胶黏剂，以便得到适当的流变性。它在指定的剪切力和温度条件下，能吸收各种溶剂，而一旦冷却，在低剪切力条件下，助焊剂成为有刚性的填料；而在高剪切力条件下，助焊剂则成为可流动的液体。能作为工业用的触变材料，目前主要有有氢化蓖麻油、巴西棕榈蜡等。

## 4. 溶剂

溶剂在焊膏中主要起调节黏度的作用。焊膏中的溶剂一般是多组分的，大多由不同沸点、极性的和非极性的溶剂混合组成，在 150~200℃ 高温下很快挥发，既能使各种助焊剂溶解，又能使焊膏有较好的储存寿命。

高沸点溶剂使用较多的是乙二醇（甘醇）、二乙二醇（二甘醇）等。

### 1.5.4 如何选择和评估无铅焊膏

#### 1. 焊膏批次的一致性

对于无铅焊膏，最重要的评估参数是焊膏的黏度、焊膏金属含量、粉末的铅污染情况、金属粉末颗粒尺寸分布情况等。必须了解这些焊膏参数实际值和供应商所提供的规格范围情况。因为材料的实际评估一般只会对每个供应商的一个批次进行，所以必须要确信每个供应商是否有能力保证每批质量的一致性，是否有足够的检测手段以确保这种一致性。

#### 2. 可靠性

最终所选的无铅焊膏用在 PCBA 单板上必须具有长期可靠性。最低要求是：所有的无铅焊



膏都必须符合 IPC/J-STD-004 的 SIR 标准和 GR-78 的电迁移要求。

### 3. 技术支持与服务

因为无铅工艺切换不可能没有问题，所以所选择的焊膏供应商必须有足够的技术支持力量，以确保问题能够得到快速定位和解决。

### 4. 流变性

焊膏中助焊剂和钎料合金间的化学反应会影响焊膏的流变特性，而流变性对焊膏的印刷性能至关重要。确定了无铅合金后，焊膏印刷性和可焊性的关键在于助焊剂。正确地使用助焊剂，则可焊性和焊接缺陷可以得到改善和减少。润湿性好的焊膏焊后不立碑，润湿性差的焊膏则焊后电阻、电容移位比较多。因此，选择焊膏要做工艺试验，看看印刷性能能否满足实际应用要求，焊后质量如何。同时要分析印刷时焊膏的滚动、填充、脱膜等性能。

### 5. 印刷性

印刷机优化的关键变量有：

- 印刷速度；
- 印刷压力；
- 分离速度。

### 6. 焊膏的钢网寿命

任何焊膏开始放在钢网上时必须印刷良好；焊膏在钢网上已经有几个小时后同样要求印刷性能良好。随着时间的推移，当材料暴露在空气中，由于焊膏中溶剂的挥发，焊膏黏度会逐渐增加。基于此，测量焊膏黏度随时间的变化，将得到实际的焊膏的钢网寿命。如果焊膏的钢网寿命较短，就需要对印刷参数进行频繁调整，这对生产是非常不利的。

### 7. 焊膏“暂停响应”性能

通常在制造环境中，设备需要维修或贴片机需要停机喂料，会有最少 0.5h 的停机时间，这时要求无铅焊膏性能不能下降。焊膏适应这种停机时间并保证停机后再印刷时性能良好的能力，被定义为“暂停响应”性能。

### 8. 焊膏防“剪切力变小”性能

无铅焊膏必须具备大批量生产能力。焊膏在设计时就应保证焊膏在印刷时具有“剪切力变小”（黏度降低）的特性。这一特性可确保焊膏能更好地填充钢网开口，印刷行程结束时，焊膏的黏度会回复到原有值，而在下次印刷行程中，黏度会再次降低。在连续印刷时，有些焊膏的黏度在印刷行程间不能恢复，这就意味着随着时间的延长，焊膏黏度将持续下降，最终可能导致在细间距印刷时产生坍塌和桥连。

### 9. 无铅焊膏黏附性

由于无铅和有铅焊膏的配方区别很大，所以需要确定无铅焊膏具有较好的黏附性，或保持元器件贴装位置稳定的能力。随着时间的延长，焊膏性能的变化也会影响其保持元器件贴装位置的能力。在 IPC/J-STD-005 标准中，有专门用于测量焊膏黏附性的试验方法。

## 1.5.5 无铅失活焊膏

### 1. 问题的提出

#### (1) 助焊剂与活性

- ① 活性是助焊剂的特有属性，不含活性剂的助焊剂是不存在。
- ② 助焊剂去除氧化膜的能力，取决于助焊剂活性的强弱。
- ③ 要使助焊剂除去金属表面氧化物能力的能够充分发挥，就应该增加助焊剂中活性剂的含量。

④ 为确保焊后残余物的高绝缘性和低腐蚀性，应减少活性剂的含量，而显然要同时兼顾洁净能力和低腐蚀性是困难的。传统方法就是在润湿性和耐腐蚀性上寻求一个折中点，如图 1.30 所示。

#### (2) 虚焊与助焊剂活性

- ① 助焊剂活性越强，焊接中发生虚焊的概率就越小。
- ② 高可靠性产品绝对不允许出现虚焊，消除虚焊最经济和最有效的技术措施就是增加所用助焊剂的活性。

#### (3) 焊后助焊剂残余物的中性化

- ① 清洗：这是目前所有军工单位，以及生产高可靠性产品的部门普遍采用的一种措施。
- ② 精确控制活性剂的分解温度：通过对活性剂分解温度的精确控制，可实现残余物无腐蚀性，如图 1.31 所示。

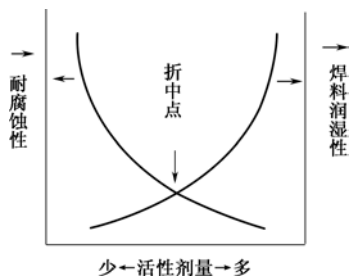


图 1.30 活性剂的影响

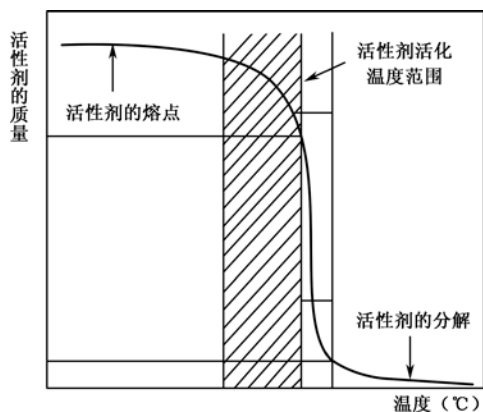


图 1.31 活性剂的质量随加热温度的变化而变化

然而活性剂分解温度窗口的精确控制并不容易实现，从而导致残余物的腐蚀性有时并未完全处于受控状态。

### 2. “失活焊膏”的设计理念

日本ハリマ化成株式会社研制的“失活焊膏”的设计出发点，就是在助焊剂中加入某种物质，使其在再流焊接峰值温度之前的时间段内，具有 RA 级活性，以有效地除去金属氧化物，改善钎料的润湿性和扩展性。而在过炉后又能让助焊剂完全失去活性，以确保其残余物的高绝缘性和无腐蚀性，如图 1.32 所示。

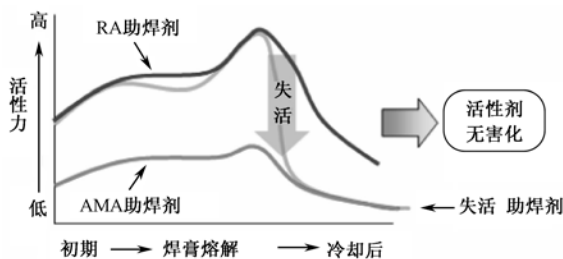


图 1.32 “失活焊膏”的设计理念

### 3. “失活焊膏”中加入失活剂的作用机理

当焊膏中添加了失活剂后（如图 1.33 所示），氢卤酸（离子结合）与助焊剂中的失活剂进行化学反应并结合成为碳与卤素的化合物，如图 1.34 所示。

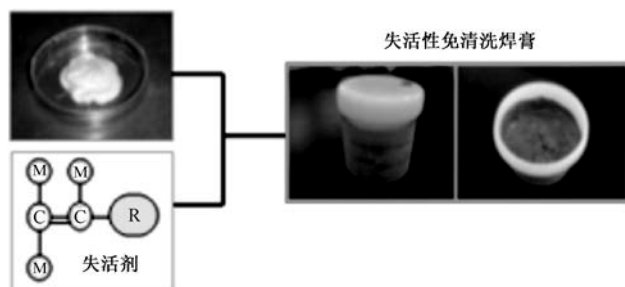


图 1.33 在焊膏中添加“失活剂”

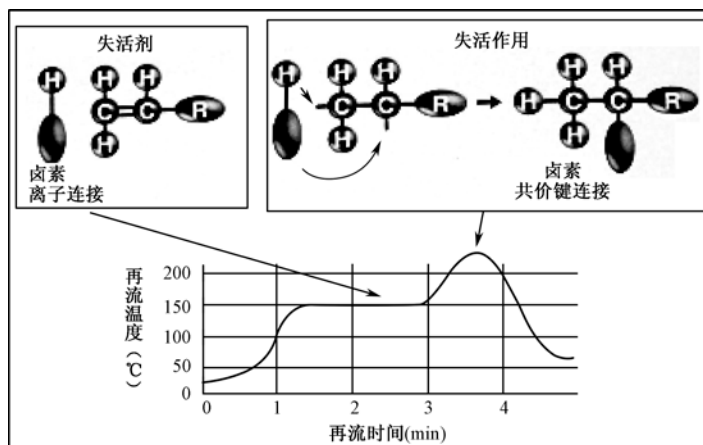


图 1.34 “失活剂”的作用机理

由于合成的碳与卤素的化合物，具有衍化成为更安全的共价键的特性，使助焊剂残余物的可靠性大幅提升。除此之外，该共价键结合的化合物将溶解分散且被团团包覆于助焊剂的树脂中，因而丧失活性。在再流焊接过程中，活性剂与失活剂的反应过程，如图 1.35 所示。

### 4. 抗热坍塌能力

在焊膏中添加抗热坍塌剂后，其抗热坍塌机理如图 1.36 所示。

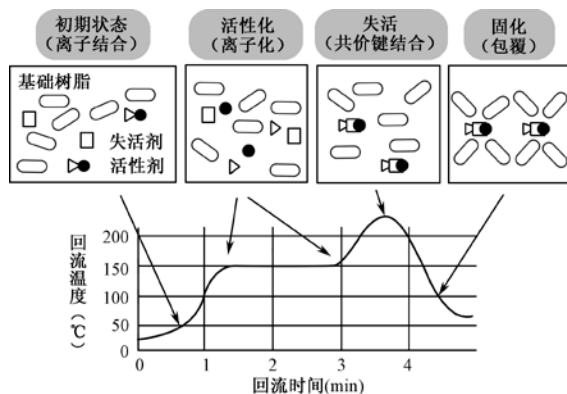


图 1.35 失活剂与活性剂的互动过程

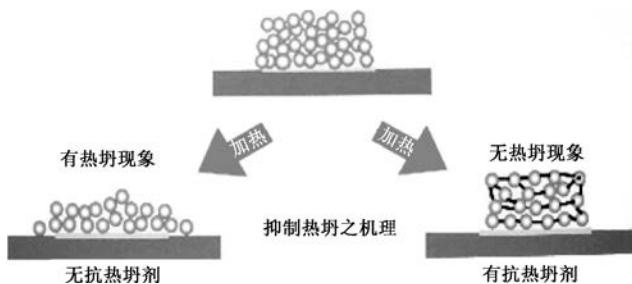


图 1.36 抗热坍塌机理

从图 1.37 中可以看到，添加了高性能的抗热坍塌剂后，钎料球彼此之间被粘在一起。

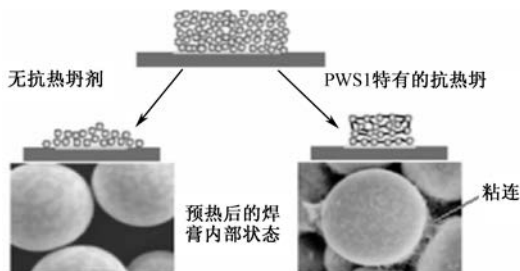


图 1.37 抗热坍塌能力

ハリマ化成株式会社批量生产的“失活焊膏”（PWS1）的使用温度范围，与传统焊膏的比较，如图 1.38 所示。

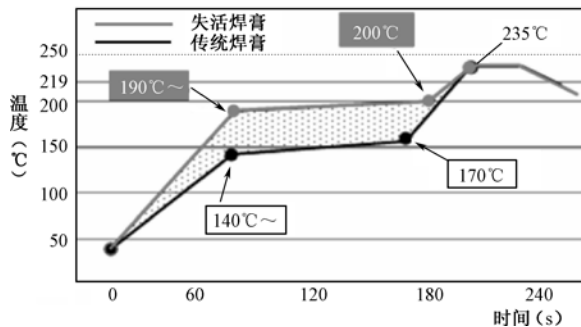


图 1.38 使用的温度范围

## 1.6 无铅电子元器件

### 1.6.1 无铅电子元器件的定义

无铅电子元器件是指内部所有接点及组成元器件的其他部分材料，按 RoHS、JEITA、EUELVD 等规定含 Pb 量必须 $<0.1\text{wt}\%$ ，且能耐受无铅焊接温度的电子元器件类。现代电子组装中所使用的电子元器件种类繁多，形状多样，但它们几乎都含有 Pb 及 Pb 的化合物。电子元器件使用 Pb 及 Pb 的化合物的状态如图 1.39 所示。

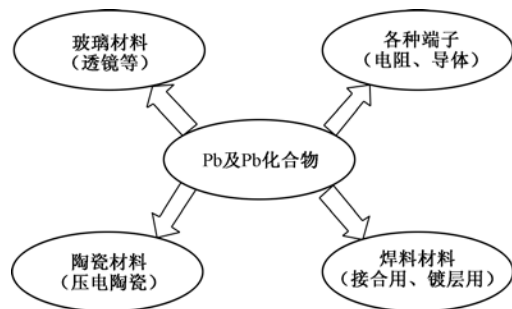


图 1.39 电子元器件中使用 Pb 及 Pb 的化合物的状态

在电子元器件中使用 Pb 及 Pb 的化合物量最多的是钎料合金，其次是压电体（PZT）陶瓷材料、玻璃材料、各种电阻体和电极，以及绝缘保护膜所形成的端子、接线柱等。

钎料合金在电子元器件中使用的部位和目的是多种多样的，如图 1.40 所示。

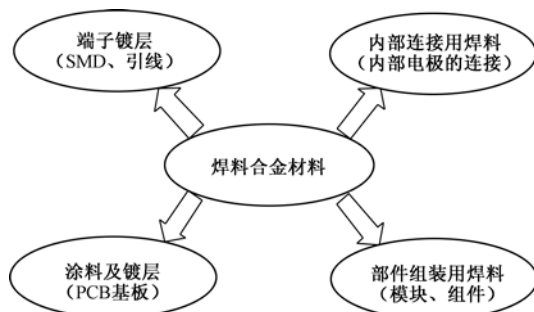


图 1.40 电子元器件中钎料的使用部位

因此，要实现电子元器件的无铅化，首先是钎料不能含 Pb，其次是构成电子元器件的各种材料也不能含 Pb，如图 1.41 所示。

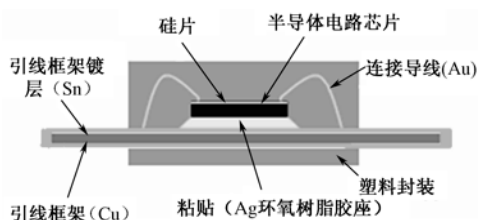


图 1.41 电子元器件的无铅化

## 1.6.2 电子元器件无铅化面临的挑战

### 1. 热劣化和热损伤

在无铅焊接工艺下，较高的焊接温度已经制约了半导体器件的封装。在有铅焊接时代，要求电子元器件对温度的最高耐受能力（MVC 温度）为  $240^{\circ}\text{C}$ 。然而，随着无铅化的实施，其 MVC 温度却提高到  $260^{\circ}\text{C}$ ，这对于产品焊接和元器件封装工艺都是严峻的挑战。它主要表现在以下几个方面。

(1) 热劣化和热损坏的概率增大了，特别是对热敏感元器件的损坏将更为严重，如图 1.42 所示。

(2) 形成的金属间化合物（IMC）将更厚，而过厚的 IMC 层的脆性，将导致焊点的机械可靠性受到严重影响。

(3) 对耐焊接热要求更高。例如，再流焊： $235^{\circ}\text{C}$ ，30s；波峰焊： $260^{\circ}\text{C}$ ，10s；手工焊： $350^{\circ}\text{C}$ ，5s。由焊接热冲击造成的元器件损伤，如图 1.43 所示。

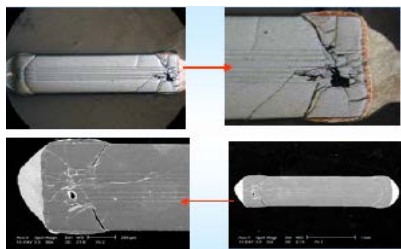


图 1.42 元器件的热损坏

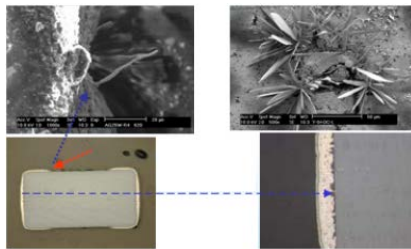


图 1.43 焊接热冲击造成的元器件损伤

### 2. 对湿敏 SMDs 器件的不利影响

对无铅电子元器件而言，目前大多数种类的 SMC/SMD 能承受的最高温度为  $260^{\circ}\text{C}$  左右。在再流焊接时，峰值温度就接近于这个温度，若控制不好，极易造成器件失效。例如，塑封 IC 会从潮湿的空气中吸收水分，潮气扩散进入封装内部，在材料结合处聚集凝结。当再流焊接时，封装内部结合处的水汽就会蒸发，且内部潮气蒸发压力的大小会随再流峰值温度的升高而增加。该压力会在封装内部产生应力，当应力超过封装内部材料结合处的黏结强度时，封装内部材料将会出现分层现象。再进一步，如果应力超过塑料的断裂强度，封装将会出现裂缝。内部分层和封装裂缝会带来严重的可靠性问题，使离子污染物从裂缝进入封装内部，离子腐蚀会增加器件失效的可能性。更有甚者，将会产生“爆米花”式的爆裂，如图 1.44 所示。

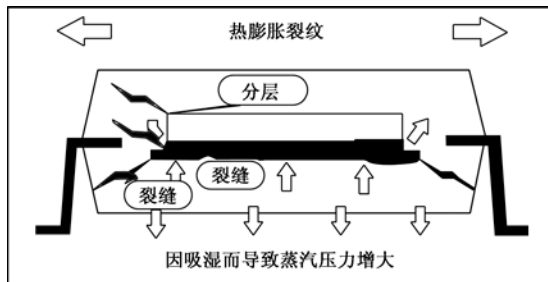


图 1.44 提高再流温度对元器件的影响

试验表明,再流温度升至 260℃时,湿度敏感性至少降低一个 IPC/JEDEC 等级。即使对“干燥”封装在 260℃下再流焊接,也发现了芯片表面裂纹。因此,在批量生产无铅化产品时,复杂互连结构的完全烘干问题非常重要,一定会成为未来工作的主题。

较高的 MSDs 缩短了开包使用的有效期限,并提高了材料使用前需烘烤的可能性。烘烤将促进 IMC 的生成,试验证明,在 CSP 和 BGA 封装上用标准的钎料球做剪切试验,经过烘烤后的钎料球剪切力有所下降(且有掉球现象)。

### 3. 对封装设计及性能的不利影响

Sn-Ag-Cu 钎料中的 Ag 有助于防止 Au 分散到焊点,因为 Au 作为助焊层被广泛应用在引脚表面及多层 PCB 焊接区域上。过量的 Au 与 Sn 接触易导致有害的化合物的形成,这些化合物反过来将导致电路阻抗的改变,降低焊点的结合力并形成龟裂。Au 及含 Au 的化合物也可能迁移并离开焊接的分界面,使其下面的金属部分暴露在外,并导致另外的 IMC 化合物的生成。

含 Au 的封装,如 CSP、BGA、模块组、镀 Ni/Pa/Au 的引脚等易形成含 Au 的 IMC 化合物。而 IMC 能引起阻抗、电特性、机械特性的改变,将影响产品性能并降低可靠性。因为阻抗值越高,在产品运行过程中射频器件受外界影响越显著,进而导致器件使用寿命结束。在查找原因时,没有经验的产品或可靠性工程师会错误地判断为 IC 不工作所致。

IMC 在适当的低温下(125℃)开始增长,在稍高的温度下(150℃)增长加快。封装体在此温度范围内反复受热、MSDs 烘烤、测试及 SMT 再流,由于含 Au 层直接与钎料球接触,CSP/BGA 封装的性能很容易受 IMC 问题的影响,导致在分界面开裂、球从封装体脱落、球剪切力降低、器件性能参数和功能的改变等。

不足 4%的 Au(对 Sn 来讲)的微小含量,就可导致有害的  $\text{AuSn}_4$  金属间化合物的形成。对钎料球来讲,电镀工艺的变化、金属层的公差控制不好,甚至即使是直径很小的改变,也很容易导致长期可靠性不好。

## 1.6.3 对无铅电子元器件焊接的工艺性要求

### 1. 影响对无铅工艺适应性的因素

影响无铅元器件对无铅组装工艺的适应能力的要素,如图 1.45 所示。

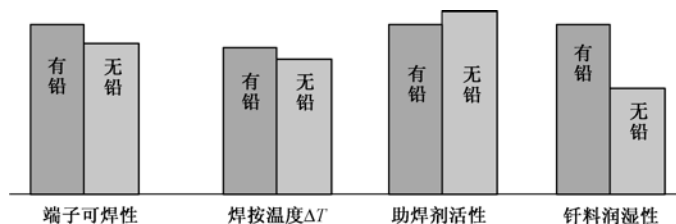


图 1.45 无铅工艺转换中各要素的变化

### 2. 对无铅电子元器件的工艺性要求

在由有铅向无铅转换过程中,对电子元器件的工艺性要求,可归纳为以下几个方面:

- (1) 可焊性;
- (2) 耐焊接热;
- (3) 金属涂层(或端子)的耐熔解性(260℃、30s)(如图 1.46 所示);

- (4) MSDs 对再流焊接温度的敏感度;
- (5) 锡须风险;
- (6) 可焊性涂层与无铅钎料合金的兼容性。



图 1.46 SMD 金属化涂层（或端子）耐熔解性（260℃，30s）

### 3. 对电子元器件焊端无铅镀层的要求

- 无铅;
- 抗氧化;
- 耐高温（260℃）;
- 能与无铅钎料生成良好的界面合金。

### 4. 电子元器件焊端无铅镀层材料选择

目前无铅元器件焊端表面镀层的种类很多。美国镀 Sn 和 Sn-Ag-Cu 的较多; 而日本除了镀 Sn 和 Sn-Ag-Cu 外, 还有镀 Sn-Cu、Sn-Bi 等合金。由于镀 Sn 成本较低, 所以采用镀 Sn 的较多, 但是 Sn 表面容易氧化形成很薄的氧化层, 加电后会产生压力, 在不均匀处会把 Sn 推出来, 形成 Sn 须。

Sn 须在窄间距的 QFP 等元器件处容易造成短路, 影响可靠性。因而低端产品及寿命要求小于 5 年的元器件可以镀 Sn; 而高可靠产品及寿命要求大于 5 年的元器件, 一般采用先镀一层 Ni (约为 1μm), 然后再镀 2~3μm 厚的 Sn, 见表 1.15。

表 1.15 传统有铅与无铅元器件焊端表面镀层材料比较

元器件引线材料	有引线元器件焊端表面镀层材料		无引线元器件焊端表面镀层材料	
	有铅	无铅	有铅	无铅
Cu 及 Cu 合金	Sn/Pb	Sn	Sn-Pb (少量 Ag/Ni/Pd/Au)	Sn
				Ni/Au
Ni		Ni/Pd/Au		Ni/Pd/Au
				Cu/Sn
42 号合金钢		Cu/Ag/Sn		Sn/Ag 或 Cu/Sn/Ag
		Sn/Bi 或 Sn/Ag/Bi		

## 1.7 PCB 基材及其金属涂覆层的无铅化

### 1.7.1 PCB 基材无铅化中的主要问题

PCB 基材无铅化过程中遇到的主要问题有以下几点:

- 热变形;
- 爆板、分层问题;



- CAF（阳极导电丝）；
- 通孔的完整性；
- 基板材料，如 FR4、FR5、PI（聚酰亚胺树脂）等；
- 基板材料参数， $T_g$ 、 $T_d$ 、CTE、IST、SIR。

## 1.7.2 无铅 PCB 基材的选择要求

对无铅 PCB 基材的选择要求有以下几点：

- 必须能承受无铅再流焊接的高温；
- 表面处理涂覆层必须无铅且和无铅钎料合金兼容；
- 对于复杂产品建议采用  $T_g \geq 170^\circ\text{C}$  的高  $T_g$  基材，如 BT、PI、CE 等基材；
- 对于高可靠性的无铅产品，建议采用高  $T_d$  的基材；
- 对多层 HDI 板，要选用高  $T_g$ （ $170^\circ\text{C}$ ）基材。

因为多层 HDI 芯板层多且薄，对准度要求高，因此控制基材尺寸变化比较关键，而高  $T_g$  基材比普通  $T_g$ （ $130^\circ\text{C}$ ）材料尺寸稳定性好，利于各层间对位。另外，多层 HDI 板总厚度较厚，在高温过程中由于 Cu 和基材的 CTE 不匹配，故很容易造成孔壁拉断，影响孔的电气互连可靠性。而高  $T_g$  基材比普通  $T_g$  基材，在高温过程中的 CTE、造成孔壁 Cu 拉断及树脂内缩等情况，均远小于普通 FR4。

当板厚与孔径比  $\geq 10$  时，要选用高  $T_g$  基材。因为 PCB 厚度与孔径比较大时，孔电镀过程中药水贯穿能力会下降，孔壁铜厚均匀性变差，孔中间位置的 Cu 层较薄，是应力集中点，对 CTE 大的基板易断裂。

## 1.7.3 PCB 焊盘可焊性镀层的无铅化

### 1. 主要无铅涂层材料

无铅焊接要求 PCB 焊盘表面镀层材料也要无铅化。目前主要采用的涂覆层材料，见表 1.16。

表 1.16 传统有铅与无铅 PCB 焊盘表面镀层材料比较

有铅 PCB 焊盘表面镀层	无铅 PCB 焊盘表面镀层
有铅钎料 HASL	无铅钎料 HASL
Ni/Au（ENIG）	Ni/Au（ENIG）
Cu 表面涂覆 OSP	Cu 表面涂覆 OSP
Im-Ag	Im-Ag、Im-Sn

### 2. 主要涂覆层材料分析

（1）无 Pb 钎料合金取代 Sn-Pb 热风整平工艺（HASL）。此工艺可焊性好，但平整度差，很难用于窄间距及小元器件。

（2）Au/Ni（ENIG）工艺。此工艺具有良好的可焊性，但存在“金脆”和“黑盘现象”，如图 1.47 所示。

（3）Cu 表面涂覆 OSP。此工艺可焊性、平整性和焊后导电性等均好，但保存期短，不能多次再流（4 次），并需要耐无铅焊接高温的 OSP 材料。

（4）Im-Ag 工艺。这是低成本的化学镀 Ni 和浸 Au（ENIG）替代工艺，但要精确控制 Im-Ag 的化学配方、厚度、表面平整度，以及 Ag 层内有机元素分布等参数。

(5) Im-Sn 工艺。Im-Sn 比较便宜，新板的润湿性好，但存储一段时间后或多次再流后润湿性下降快，因此工艺性较差。

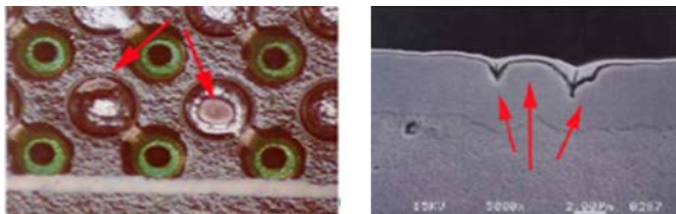


图 1.47 ENIG 工艺的“黑盘”现象

### 3. 可焊性涂层比较

(1) 扩展率。PCB 无 Pb 镀层的扩展率比较如图 1.48 所示。

(2) 平均空洞率。PCB 无铅涂层在焊接过程中的平均空洞率比较如图 1.49 所示。

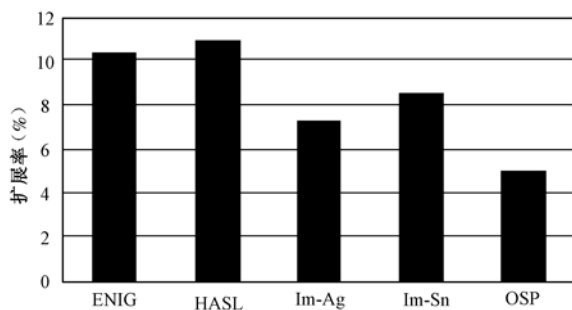


图 1.48 扩展率比较

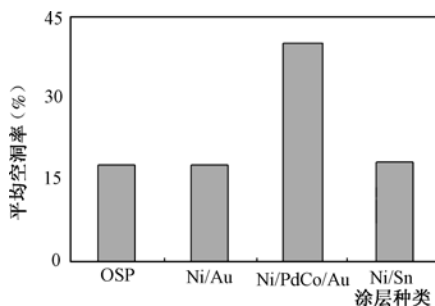


图 1.49 平均空洞率

(3) 相对成本。PCB 无铅涂层的相对成本比较如图 1.50 所示。

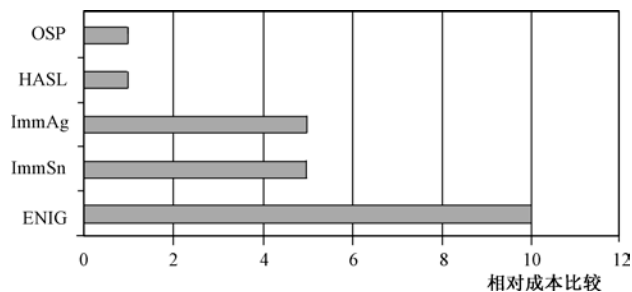


图 1.50 PCB 无铅涂层的相对成本比较

# 第 2 章 无铅焊接连接的界面理论

## 2.1 电子装联概述

### 2.1.1 电子装联的基本概念

电子装联是指按照预定的电路设计功能，通过一定的技术手段将电子元器件，结构零部件组合成具有独立的电路功能和可靠的电流通路的工艺过程。

“装联”二字包含下述两方面的基本功能。

(1) “装”表示安装，具体内容包含：

- ① 结构零部件的安装（螺装、铆装和胶接）；
- ② 电气元器件的安装（THT 插装、SMT 贴装）。

(2) “联”表示互连，即将电路元器件互连成电流通路的过程。完成此过程的工艺手段以焊接和压接两种居多，熔接大多用于金属结构件的连接，如图 2.1 所示。

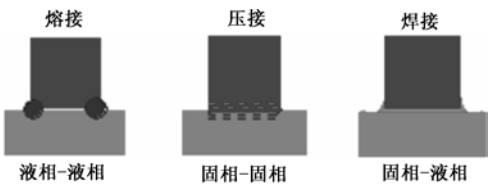


图 2.1 接合部的接合形式（概念图）

### 2.1.2 软焊接在电子装联工艺中的地位

在整个电子产品的装联过程中，“软焊接”的权重可达 60%以上，它对电子产品的整体质量和可靠性有着特殊的意义。美国是世界上第二个发射卫星的国家，就是在这种涉及国家威望的大事面前，也曾因小小的焊点焊接问题而受挫。据说，卫星的发射成功，最终还是多亏了德国的“焊接之神”阿尔宾·威德曼先生的帮助。由此可见，要完美无缺地进行多接点焊接的难度之大。

### 2.1.3 软焊接技术所涉及的学科领域及其影响

软焊接技术是一项综合性的系统工程。它涉及的学科是多方面的，它们各自通过其对可焊性、焊接接合部的腐蚀性、焊接强度等因素，最终影响焊接的可靠性，如图 2.2 所示。

构成软焊接的基本要素是母材（基体金属）、钎料和助焊剂。在软焊接中它们相互作用和影响过程，如图 2.3 所示。

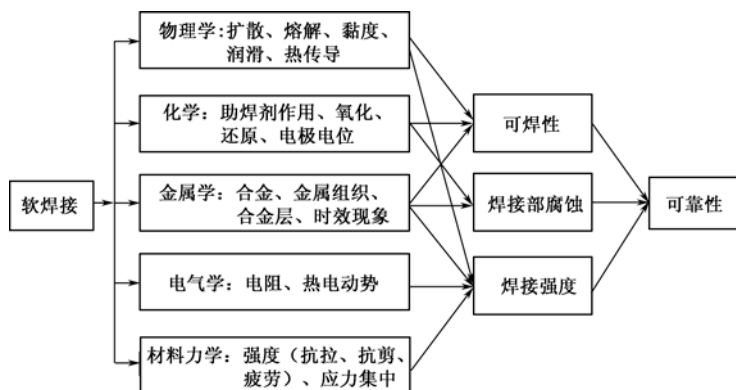


图 2.2 软焊接涉及的学科领域及影响

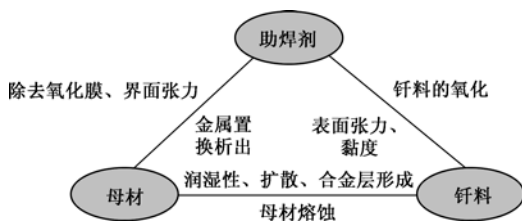


图 2.3 母材、钎料、助焊剂的相互反应

## 2.2 软焊接原理——冶金连接

### 2.2.1 冶金连接

冶金连接就是在金属间建立起金属连续性的连接方法。冶金连接方法包括钎接和焊接两种基本的工艺方法。

#### 1. 钎接

钎接是指在固体金属（母材或基体金属）与固体金属之间，熔入比固体金属熔点低的填充金属或合金，靠毛细管作用使其填充并进入金属间隙中，靠润湿和扩散作用获得连接强度的冶金连接方法。

钎接所用的填充金属或合金称为钎料。

#### 2. 焊接

焊接是指靠基体金属扩散作用，采用或不采用填充金属形成接头的冶金连接方法。

### 2.2.2 钎料及软钎接

#### 1. 钎料

熔点低于  $450^{\circ}\text{C}$  的钎料称为钎料。目前常用的有以下两大类。

- (1) 含铅钎料：如 Sn-Pb 合金系列；
- (2) 无铅钎料：如 Sn-Ag-Cu、Sn-Ag-Cu-Bi、Sn-Cu 等合金。

## 2. 软钎接

ISO 标准规定, 以金属钎料熔点  $450^{\circ}\text{C}$  为界限来区别硬钎接和软钎接。其中, 又把使用熔点低于  $450^{\circ}\text{C}$  的填充金属 (Sn 基钎料), 靠润湿作用达到连接目的的冶金连接方法, 称为软钎接 (俗称锡焊)。

为照顾目前电子组装行业中已流行的习惯叫法, 本书中特将软钎接简称为焊接。

### 2.2.3 电子互连焊接机理

当使用 Sn 基钎料焊接 Cu 和 Cu 合金时, 钎料会在金属表面产生润湿, 钎料中的 Sn 就会向基体金属中扩散, 在界面上形成合金层 (IMC), 即金属间化合物, 使两者结合在一起。

接合处形成的合金层, 因钎料成分、母材材质、加热温度及表面处理等不同而不同。

关于焊接获得连接强度的机理, 可以用以往流行的学说来解释, 即

- 扩散理论;
- 晶格渗透理论;
- 中间合金理论;
- 润湿合金理论;
- 机械啮合理论。

### 2.2.4 钎料的润湿作用

#### 1. 润湿的作用过程

焊接的第一阶段, 是熔化的钎料在准备接合的母材表面进行充分的漫流和扩散, 这一过程叫做“润湿”。

从微观上来看, 母材表面是凹凸不平的, 充满着晶界及伤痕。熔化的钎料就是沿着母材表面的凹凸和伤痕靠毛细吸管作用进行漫流和扩散的。

#### 2. 产生润湿的条件

钎料和母材表面必须洁净, 只有这样钎料与母材原子才能接近到能够相互吸引结合的距离, 即接近到原子引力起作用的范围, 如图 2.4 所示。

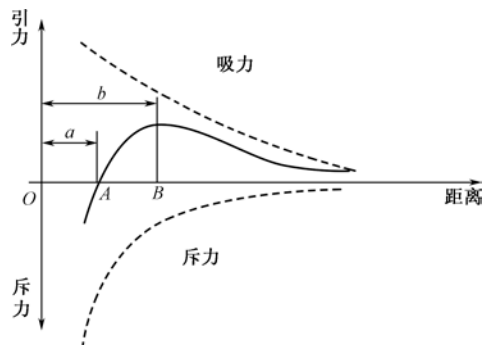


图 2.4 作用于母材和钎料原子之间的范德华力

当一个原子在洁净的金属表面从右向 O 点靠近时, 它将受到金属表面的引力和斥力的共同作用。在 A 点的右侧 (如 B 点), 引力 > 斥力; 在 A 点, 引力 = 斥力, 达到平衡; 在 A 点的左

侧,吸力 $<$ 斥力,该原子被推回到 $A$ 点。当母材表面或熔化钎料表面附有氧化物或污垢时,就会妨碍熔化的钎料原子自由地接近 $B$ 点或 $A$ 点,这样就不会产生润湿作用。因此,金属表面的洁净度,是产生润湿作用的必要条件。

### 3. 原子间的作用力和金属间的结合

在常温下,要想把两块表面非常洁净的固体金属结合起来,必须施加能使金属产生塑性变形的力才行。而在高温下具有塑性的表面洁净的两种金属,当加热到一定的温度时,金属原子的运动将加剧,这时即使施加很小的压力,两种金属也会很容易地结合在一起。

焊接时,因钎料呈熔融状态,所以在洁净的母材表面无须加多大的压力,即可发生润湿作用。只要表面没有氧化物、污垢等,钎料的原子就可以自由地被吸引,到达与母材金属原子相结合所必需的距离。

由上述可知,在结合时,必须将妨碍熔化钎料和母材原子接近的氧化物和污垢彻底清除才行。为实现此目的而使用的洁净剂,称为助焊剂。

助焊剂的清洗作用,在于能溶解氧化物并生成氢、水蒸气及其他化合物,使金属表面活化,从而使钎料在母材表面达到良好的润湿效果。

### 4. 熔化金属的聚合力、附着力和表面张力

#### (1) 聚合力 and 附着力

润湿是物质所具有的聚合力的作用结果,而紧密贴合则与表面张力有关。产生表面张力的原因是聚合力。为了分析此现象,下面以PCB金属化通孔中的液态钎料和孔壁接触部位的状态来说明,如图2.5所示。

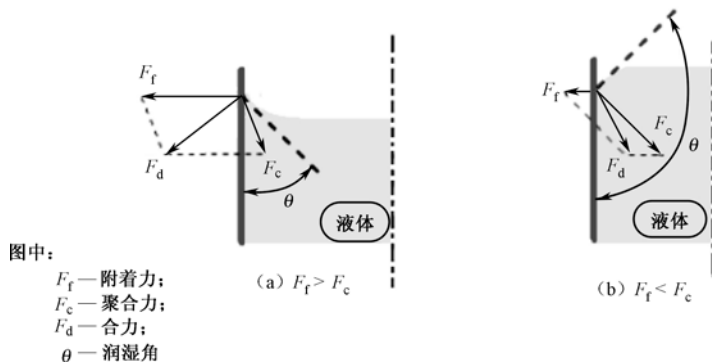


图 2.5 附着力和聚合力

在图2.5中,液体分子受到对金属壁的附着力 $F_f$ 及液体本身的聚合力 $F_c$ 的作用(忽略重力作用)。图2.5(a)中所示由于液态钎料与金属壁之间的附着力大,合力 $F_d$ 的方向是指向金属壁内,合力 $F_d$ 与成直角的液面呈凹面,所以液态钎料在金属孔壁表面润湿。而图2.5(b)所示的情况与上正好相反,液态钎料不能润湿金属壁表面。

在焊接中,润湿和熔融钎料的聚合力及基体金属的附着力有关。基体金属表面对液态钎料的附着力越大,聚合力越弱,越易产生毛细管现象。由此可知,为实现良好的焊接,首先要产生润湿。由于润湿,当钎料与基体金属的原子间距离非常接近时,原子的吸引力即发生作用,使钎料与基体金属连接为一体,完成了接合过程。

## (2) 表面能和表面张力

① 表面能。固体和液体的表面具有表面能。这是由物质内的原子结合模式决定的，如图 2.6 所示。液体内部的每个原子都整齐地排列成点阵状，都被其他原子所包围（如  $A$ 、 $B$  点），它们依靠相互间的原子引力来保持能量的平衡。而处于表面的原子（如  $C$  点）还有部分引力无处释放，因此在表面上存在过剩的能量，该能量就称为表面能（表面自由能）。当表面具有各向同性的条件时，则单位面积上的表面能和作用于单位长度的张力（表面张力）在数值上是相等的，其单位为  $\text{N/m}$  ( $\text{erg/cm}^2$  或  $\text{dyne/cm}$ )。

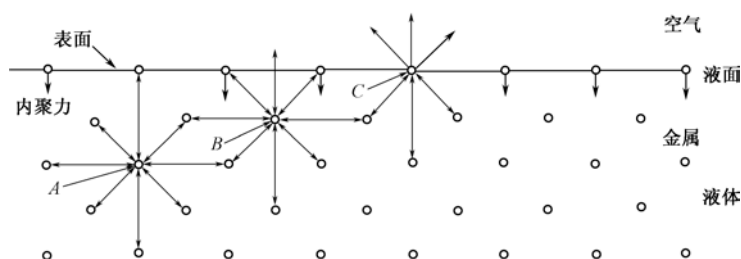


图 2.6 金属表面能示意图

主要金属固体的表面能见表 2.1。

表 2.1 主要金属固体的表面能

金属固体	温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	表面能 ( $\text{erg/cm}^2$ )
Cu	950~1050	1430
Au	920~1020	1450
Ag	825~932	1140
Sn	215	685
Zn	-196	105

② 表面张力。存在于表面的部分引力起着吸引表面以外的其他原子（分子）的作用。液面的原子，因其上部存在着不同的相（如  $\text{O}_2$ ），而这个相的分子密度小，故其受到垂直于液面并指向液体内部的力，因而在液体表面产生结膜现象，驱使其表面面积收缩为最小（球形）。这种力是由表面自由能形成的，该力就称为表面张力。显然，表面张力是位于液体的表面分子因受聚合力的作用而被拉向液体内部，使表面面积成为最小时所产生的。

焊接中使用助焊剂可以清除钎料和被焊金属表面的氧化膜，改善润湿性。当液态钎料和被焊金属表面覆盖了一层助焊剂之后，它们之间的界面张力即发生了变化，如图 2.7 所示。

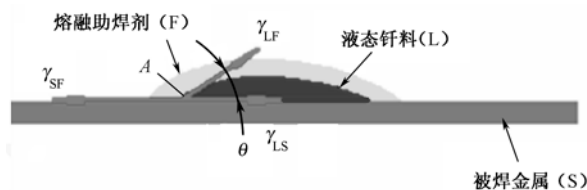


图 2.7 被助焊剂覆盖的熔融钎料的表面张力

图 2.7 中  $\gamma_{\text{SF}}$ ——固体金属与助焊剂之间的界面张力（自由能）；  
 $\gamma_{\text{LS}}$ ——液态钎料与固体金属之间的界面张力（自由能）；  
 $\gamma_{\text{LF}}$ ——液态钎料的表面张力，即液态钎料与助焊剂之间的界面张力（自由能），它是使钎料表面面积维持最小的力；  
 $\theta$ ——钎料附在基体金属表面的接触角。

## 5. Young 定理

在助焊剂、液态钎料、基体金属的三相系统中，润湿是在上述三个力的作用下形成的，液态钎料在固体金属表面的润湿过程产生如图 2.7 所示 A 点的自由能。当这三个力呈平衡状态时，液态钎料就会呈现出一定的扩散。这些力（自由能）之间的关系可以用 Young 定理来描述，即

$$\gamma_{\text{SF}} = \gamma_{\text{LS}} + \gamma_{\text{LF}} \cos \theta \quad (2.1)$$

式中  $\cos \theta$ ——润湿系数。 $\theta = 180^\circ$  时，为完全不润湿；而  $\theta = 0^\circ$  时，为完全润湿。

IPC-A-610D 规定：

$\theta \leq 90^\circ$  ——可以接受；

$\theta > 90^\circ$  ——不可以接受。

$\gamma_{\text{SF}} > \gamma_{\text{LF}}$  是液体润湿固体的基本条件。覆盖着氧化膜的固体金属表面比无氧化膜的洁净表面，表面张力显著增大，致使  $\gamma_{\text{SF}} < \gamma_{\text{LF}}$  而出现不润湿现象。

若将母材与熔化钎料的附着功设为  $W_a$ ，其近似值可用下式表示：

$$W_a = \gamma_{\text{SF}} + \gamma_{\text{LF}} - \gamma_{\text{LS}} \quad (2.2)$$

由式 (2.1) 和式 (2.2) 可得到

$$W_a = \gamma_{\text{LS}} + \gamma_{\text{LF}} \cos \theta + \gamma_{\text{LF}} - \gamma_{\text{LS}} = \gamma_{\text{LF}} (\cos \theta + 1) \quad (2.3)$$

由式 (2.3) 可知，接触角  $\theta$  越小，附着功  $W_a$  就越大，液态钎料的润湿性就越好。

表面洁净的 Cu 与 Sn-37Pb 钎料合金之间的接触角约为  $20^\circ$ 。

## 6. 金属学的相互作用

作为液体的熔融钎料和作为固体的金属母材直接接触，在其界面上形成合金层，或者母材金属发生溶解反应，其结果是使  $\gamma_{\text{LF}}$  和  $\gamma_{\text{LS}}$  发生变化。因此，钎料的润湿性也要发生变化。对于各种固体金属和液体金属的不同组合，它们之间相互反应的结果也是不同的，有的因反应在界面上形成了化合物或固溶体，有的则相互间不能发生反应。因此，这些不同的组合，在润湿性上表现了明显的差异性。它们间的金属学相互反应的结果比较，见表 2.2。

从表 2.2 中可以看到下列规律：

- 绝大部分相互反应能形成化合物的组合，润湿性都较好；
- 相互反应形成固溶体的组合，仅稍微发生润湿现象；
- 相互之间不发生反应的组织，也不会发生润湿现象。

表 2.2 液体金属对固体金属的润湿性比较（H<sub>2</sub>中）

固 体 金 属	液 体 金 属	温 度 (°C)	相 互 反 应	润 湿 性 评 价
$\alpha$ -Fe	Bi	400	无	不润湿
$\alpha$ -Fe	Cd	400	无	不润湿
$\alpha$ -Fe	Sn	400~250	化合物	稍微润湿
$\alpha$ -Fe	Zn	500	化合物	润 湿
Cu	Bi	350	无	不润湿



续表

固 体 金 属	液 体 金 属	温 度 (°C)	相 互 反 应	润 湿 性 评 价
Cu	Cd	350	化合物	润 湿
Cu	Pb	350	无	不润湿
Cu	Sb	600	化合物	润 湿
Cu	Sn	>400	化合物	润 湿
Cu	Zn	>300	化合物	润 湿
Ni	Pb	358~200	固溶体	稍微润湿
Ni	Sb	200	化合物	润湿优良
Ni	Sn	>358	化合物	润湿优良
Ag	Cd	400	化合物	润 湿
Ag	Pb	400	固溶体	稍微润湿
Ag	Sb	550	化合物	润 湿
Ag	Sn	300	化合物	润 湿
Ag	Zn	500	化合物	润 湿
Au	Bi	300	固溶体	稍微润湿
Au	Cd	350	化合物	润 湿
Au	Pb	400	化合物	润 湿
Au	Sn	225	化合物	润 湿
Au	Zn	450	化合物	润 湿

## 2.2.5 扩散

### 1. 扩散作用

焊接接合过程中, 在发生润湿现象后会立即伴有扩散作用, 因而形成界面层或合金层。因晶格中金属原子不断地进行着热振动, 当温度达到足够高时, 就从一个晶格向其他晶格自由移动, 这现象称为扩散。移动的速度及数量与温度和时间有关。

焊接时液态钎料和金属母材之间会产生扩散现象, 而当钎料凝固后, 就呈现出钎料-合金-母材的结构状态。此时, 这些金属相互间扩散速度虽然减慢, 但还在进行, 这种扩散就叫固相间扩散。同液相-固相间的扩散相比, 其速度要慢得多, 常温下甚至可忽略不计。

由扩散而形成的中间合金层, 对接合部的物理、化学性能, 特别是机械性能、抗蚀性能等有着特殊的影响。

### 2. Fick 定律

1855 年 Fick 在研究热传导理论中, 导出了关于扩散的两个法则, 即 Fick 定律。它给出了扩散过程中温度、扩散速度、浓度、时间等参数间的相互关系。

#### (1) Fick 第一定律

当熔化钎料和母材金属 Cu 接触时, 在温度  $T$  下加热  $t$  时间后, 熔化钎料中的某元素原子通过其接触面积  $S$ , 有质量为  $m$  的原子扩散到母材 Cu 中去, 这时钎料中某元素原子的浓度变成  $C$ , 则  $m$  可由下式确定:

$$m = -DS \left( \frac{dc}{dx} \right) dt \quad (2.4)$$

式中  $D$ ——扩散常数;  
 $S$ ——接触面积;  
 $\frac{dc}{dx}$ ——扩散元素的浓度梯度;  
 $dt$ ——扩展时间。

式(2.4)就是 Fick 第一定律,可以看出,扩散量  $m$  与接触面积  $S$ 、浓度梯度  $\frac{dc}{dx}$  成正比。

扩散常数  $D$  可用下式表示:

$$D = Ae^{\frac{-E}{KT}} \quad (2.5)$$

式中  $A$ ——频度常数;  
 $K$ ——玻耳兹曼常数;  
 $T$ ——绝对温度;  
 $E$ ——活化能。

扩散常数  $D$  同绝对温度  $T$  具有成正比的指数函数关系。

## (2) Fick 第二定律

当扩散遵循 Fick 第一定律时,处于扩散方向上  $x$  点的扩散物质的浓度  $c$  和时间  $t$  的关系,可由 Fick 第二定律描述:

$$\frac{dc}{dt} = D \frac{d^2c}{dx^2} \quad (2.6)$$

根据上式,在实验中可测出一定时间内沿  $x$  方向的浓度变化,和一定距离  $x$  处的扩散原子的浓度变化,即可求出扩散常数  $D$  的值。

## 3. 扩散的分类

扩散随钎料、固体金属的种类及温度等的不同而不同。

(1) 从化学现象看可分为以下两类。

- 自扩散:即同种金属间的原子移动;
- 化学扩散:异种原子间的扩散,亦称为相互扩散,如在焊接中母材和钎料之间的扩散。

(2) 从物理现象看,可分为以下四类。

① 表面扩散。熔融钎料的原子沿被焊金属结晶表面的扩散称表面扩散,如图 2.8 (a) 所示。它是金属晶粒生长的一种表面现象。例如,用 Sn-Pb 钎料焊接 Fe、Cu、Ag、Ni 等金属时,Sn 能在其表面上有选择地扩散。而 Pb 仅能降低表面张力,有促进扩散的作用。

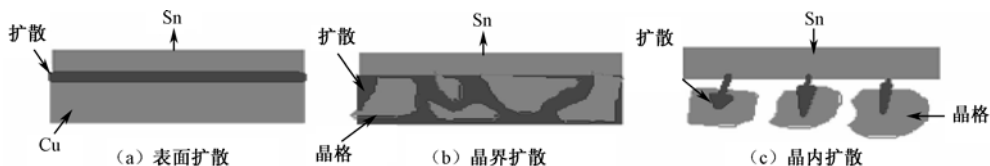


图 2.8 常见的表面、晶界及晶内扩散形式

② 晶界扩散。熔化的钎料原子沿着母材金属的结晶晶界的扩散现象称为晶界扩散,如图 2.8 (b) 所示。晶界扩散所需的激活能比体扩散小,因此在温度较低时,往往只有晶界扩散发生。而且,越是晶界多的金属(即晶粒越细),越易于焊接,焊接的机械强度也就越高。

③ 晶内扩散。熔化的钎料原子扩散到母材金属的晶粒内的过程称为晶内扩散或体扩散，如图 2.8 (c) 所示。Sn-Pb 钎料扩散到母材内部金属晶粒间的 Sn，可生成不同组分的界面合金层，沿不同的结晶方向，扩散程度也不同。

④ 选择扩散。两种以上的金属元素组成的钎料进行焊接时，只有某一金属元素扩散，其他金属根本就不扩散，这种扩散叫做选择扩散。例如，用 Sn-Pb 钎料焊接某一金属时，钎料成分中只有 Sn 向母材中扩散，而 Pb 就不扩散，残留在界面上而形成 Pb 偏析，如图 2.9 所示。

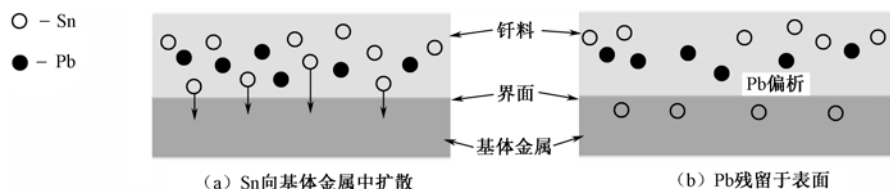


图 2.9 选择性扩散，接合界面出现偏析现象

出现选择性扩散时，当靠近 Cu 的 Sn 扩散到 Cu 内后，距 Cu 较远的 Sn 原子则由于 Pb 原子的阻挡减慢了扩散速度。经过一定时间后在 Cu 的附近就会出现富 Pb 层而形成 Pb 偏析，如图 2.10 所示。

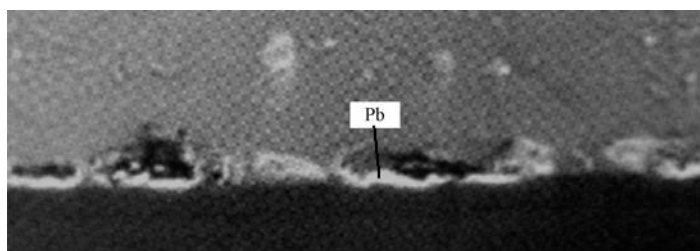


图 2.10 接合界面上的 Pb 偏析

当出现 Pb 偏析现象时，往往使接合界面的性质发生种种变化，导致接合强度急剧下降。

## 2.3 界面的金属状态

### 2.3.1 界面层的金属组织

焊接时，钎料成分向母材金属组织内扩散；同时，母材金属也向钎料中扩散、溶解。这些扩散层作为被焊母材上的润湿层，是由钎料成分中元素原子向母材内部扩散而形成的。其扩散模式随母材和钎料合金特性、母材金属的结晶形式、焊接条件（温度，时间）等的不同而异，如图 2.11 所示。

(1) 固溶体（置换型）：钎料原子置换了母材中的原子位置，如图 2.11 (a) 所示。

(2) 固溶体（侵入型）：钎料原子侵入母材晶格中，在界面旁形成不规则的由钎料原子和母材晶格组成的混合状态，如图 2.11 (b) 所示。

(3) 金属间化合物：它是扩散了的钎料原子和母材原子，按新的结晶格子所具有的原子配列，进行再配列的状态，如图 2.11 (c) 所示。

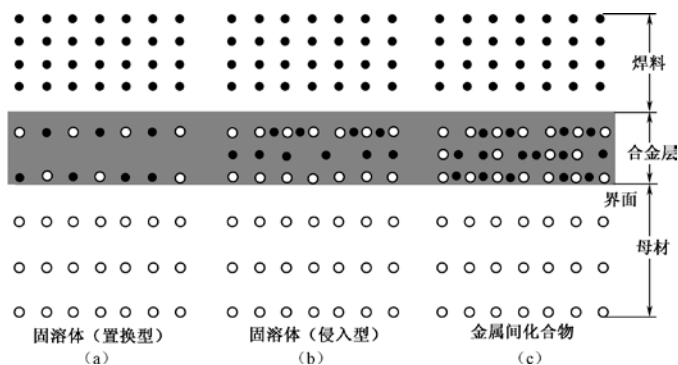


图 2.11 在焊接中原子的扩散模式

在焊接界面上形成的均一层（固溶体）或金属间化合物，是随母材和钎料的不同组合而异。一般情况下，多数场合是形成金属间化合物。因此，焊接后的界面存在下述几种不同的组织形式：

- ① 形成均一的扩散层（固溶体型合金）；
- ② 形成化合物层（金属间化合物）；
- ③ 形成扩散和化合物混合层。

由于不同的母材和钎料间所形成的化合物是不同的。因此归纳起来，在电子工业中所使用的主要金属和钎料成分之间，能形成合金层（金属间化合物）的种类，见表 2.3 所示。

表 2.3 钎料和母材间形成的金属间化合物

基 体 材 料	钎料合金元素						
	Sn	Pb	In	Ag	Bi	Zn	Sb
Cu	Cu <sub>3</sub> Sn Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>	—	Cu <sub>9</sub> In <sub>4</sub> (CuIn <sub>2</sub> ) (Cu <sub>4</sub> In <sub>3</sub> )	—	—	Cu <sub>5</sub> Zn <sub>8</sub> CuZn	Cu <sub>4</sub> Sb Cu <sub>2</sub> Sb (Cu <sub>13</sub> Sb <sub>3</sub> )
Au	(Au <sub>6</sub> Sn) AuSn <sub>2</sub> AuSn AuSn <sub>4</sub>	Au <sub>2</sub> Pb AuPb <sub>2</sub>	Au <sub>9</sub> In Au <sub>3</sub> In AuIn AuIn <sub>2</sub>	—	Au <sub>2</sub> Bi	Au <sub>3</sub> Zn AuZn AuZn <sub>3</sub>	AuSb <sub>2</sub>
Ni	Ni <sub>3</sub> Sn Ni <sub>3</sub> Sn <sub>4</sub> Ni <sub>3</sub> Sn <sub>2</sub>	—	Ni <sub>3</sub> In NiIn Ni <sub>2</sub> In <sub>3</sub> Ni <sub>3</sub> In <sub>2</sub>	—	NiBi NiBi <sub>3</sub>	NiZn NiZn <sub>3</sub> Ni <sub>5</sub> Zn <sub>21</sub> NiZn <sub>8</sub>	Ni <sub>13</sub> Sb <sub>4</sub> Ni <sub>5</sub> Sb <sub>2</sub> NiSb NiSb <sub>2</sub>
Fe	FeSn FeSn <sub>2</sub>	—	—	—	—	4 种的 Fe <sub>x</sub> Zn <sub>y</sub>	FeSb <sub>2</sub> Fe <sub>3</sub> Sb <sub>2</sub>
Ag	Ag <sub>3</sub> Sn (Ag <sub>6</sub> Sn)	—	Ag <sub>3</sub> In AgIn <sub>2</sub> Ag <sub>2</sub> In	—	—	AgZn Ag <sub>5</sub> Zn <sub>8</sub> -Ag <sub>x</sub> Zn <sub>y</sub>	Ag <sub>3</sub> Sb
Al	—	—	—	Ag <sub>3</sub> Al Ag <sub>2</sub> Al	—	—	AlSb

## 2.3.2 合金层（金属间化合物）的形成

### 1. 金属间化合物的定义

焊接是依靠在接合界面上生成合金层而形成连接强度的。这种以合金的元素成分按原子量

的比例以化学结合的方式结合在一起的物质,叫做金属间化合物。

要得到良好的焊接效果,钎料成分和母材成分必须发生能形成牢固结合的冶金反应,即在界面上生成适当的合金层(金属间化合物,或称 IMC)。因此,在焊接连接界面上,IMC 的形成与否或形成质量的好坏,对焊接接头的机械、化学、电气等性能有着至关重要的影响。

焊接中 IMC 的存在,可以在对接头进行金相切片后,在显微镜上来识别,如图 2.12 所示。

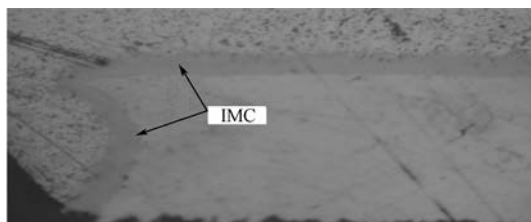


图 2.12 界面上生成的 IMC

## 2. 金属间化合物的形成条件

焊点在连接两种材料时有两个关键目的:

- 获得良好的导电性;
- 获得持久的机械连接强度。

以 Sn-Pb 钎料为例,当两种被连接的母材金属均为 Cu 时,要获得持久牢固的机械连接强度,就必须将焊点的温度加热到钎料熔点以上约 15℃左右,时间为 2~15s。这时钎料才有可能在焊盘和元器件引脚之间形成一种新的化学物质,而达到持久地将两者牢固地连接起来的目的。

显然金属间化合物的形成过程与温度和时间关系密切,特别是受温度的影响更加明显。

图 2.13 所示为在不同的温度作用下,金属间化合物的生成厚度及其对焊点强度的影响。

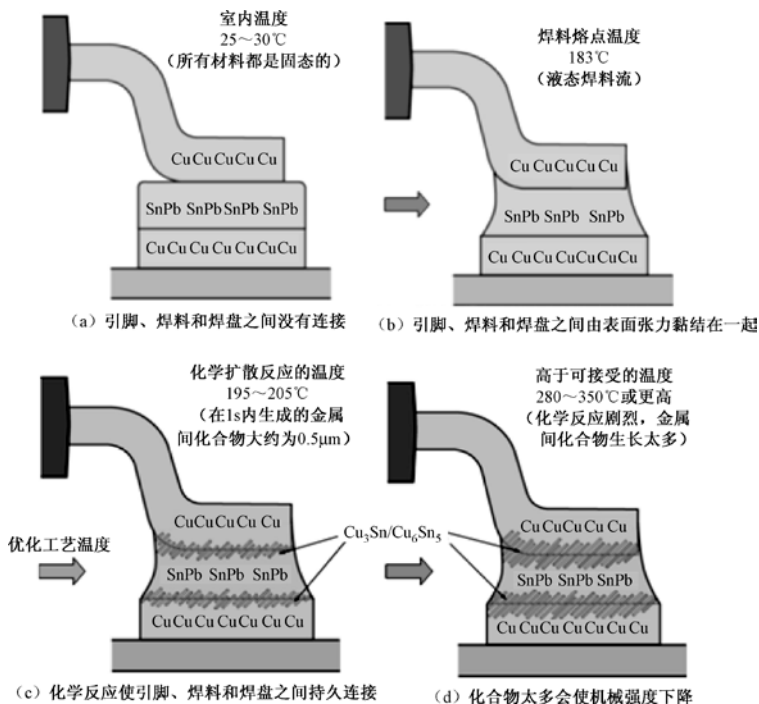


图 2.13 焊接过程中不同的温度段的冶金反应

此时焊点的内部构造,如图 2.14 所示。在电子显微镜下所见到的金属间化合物层 (IMC),是由  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  ( $\epsilon$ 相) 和  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ( $\eta$ 相) 两种物质组成的,如图 2.15 所示。

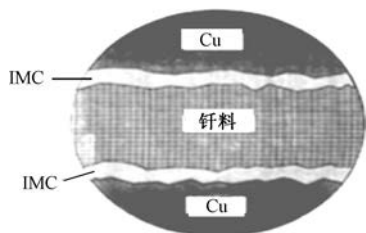


图 2.14 焊点内部构造

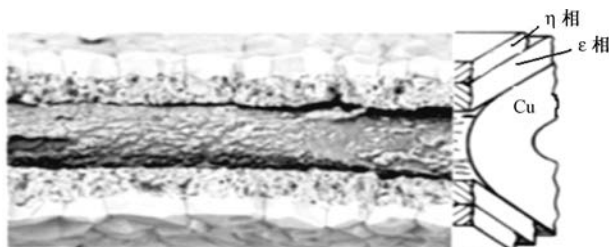


图 2.15 金属间化合物层的构成

### 3. 焊接温度对焊点可靠性的影响

$\text{Cu}$  与  $\text{Sn}$  的化学亲和力很强,因此在焊接界面上  $\text{Cu}$  和  $\text{Sn}$  间的金属间化合物生长得很快。在焊接过程中对固相  $\text{Cu}$  的扩散过程的描述,如图 2.16 所示。

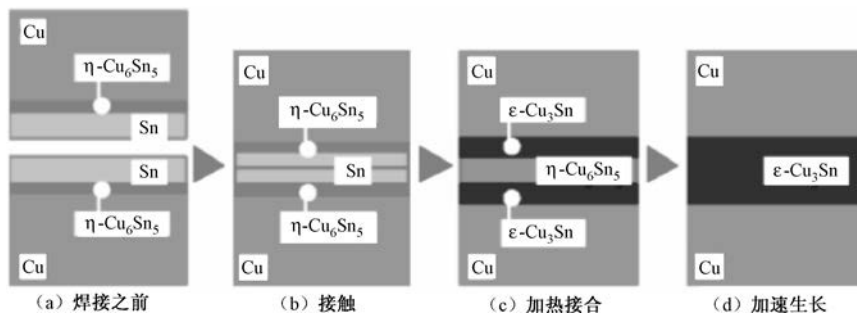


图 2.16 焊接过程中固相  $\text{Cu}$  的扩散过程描述

#### (1) 焊接之前

通常母材金属（元器件引脚）在焊接之前都涂覆有可焊性的涂层，如  $\text{Sn}$  涂层。它们经过了一段储存期后，由于扩散作用在镀层和母材表面之间的界面上都会不同程度地生成一层  $\eta\text{-Cu}_6\text{Sn}_5$  的 IMC 层，如图 2.16 (a) 所示。

#### (2) 接触

当两种被母材金属接触在一起时，它们间接触界面的中间是一纯  $\text{Sn}$  层，如图 2.16 (b) 所示。

#### (3) 加热接合

当将两个母材金属加热使  $\text{Sn}$  熔融时，由于温度的作用，在两个母材金属表面将发生明显的冶金反应而使两母材金属连接起来。此时在两母材表面之间的接缝中将同时存在  $\epsilon\text{-Cu}_3\text{Sn}$  和  $\eta\text{-Cu}_6\text{Sn}_5$  两种金属间化合物层。贴近  $\text{Cu}$  表面生成的是  $\epsilon\text{-Cu}_3\text{Sn}$ ，而原来在中间的纯  $\text{Sn}$  层为生成的金属间化合物  $\eta\text{-Cu}_6\text{Sn}_5$  所取代，此时的界面构造如图 2.16 (c) 所示。

#### (4) 金属间化合物加速生长

按连接的可靠性来说，图 2.16 (c) 的状态是比较理想的。若此时对接合部继续加热， $\text{Cu}$  原子将继续快速向界面层中扩散， $\epsilon\text{-Cu}_3\text{Sn}$  快速发育，其结果是整个接缝均被  $\epsilon\text{-Cu}_3\text{Sn}$  填充。由于  $\epsilon\text{-Cu}_3\text{Sn}$  金属间化合物是一种硬度高而脆性大的合金相，如果温度过高，生成的金属间化合物太厚，焊点的机械强度就会降低。德国 ERSa 研究所的研究表明，生成的金属间化合物

厚度在  $4\mu\text{m}$  以下时, 对焊点强度影响不大, 见表 2.4。正常焊接时通常 Cu-Sn 合金层的厚度为  $2\sim 4\mu\text{m}$ 。

表 2.4 金属间化合物厚度对焊点机械强度的影响

焊盘涂覆层	钎料成分	250℃的时间 (min)	合金厚度 ( $\mu\text{m}$ )	机械强度 (N)
HASL	Sn32Pb2Ag	1	2.2	54
		10	4.0	56
		60	4.2	12
Ni/Au	Sn3.5Ag	1	5.4	41
		10	2.2	38
		60	9.9	12

温度对焊点可靠性的影响, 是通过金属间化合物的生长状态表现出来的, 图 2.16 所示的过程可通过金相切片分析得到证实, 如图 2.17 至图 2.20 所示。

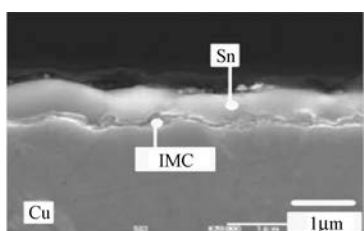


图 2.17 沿 Cu 表面横断面上的 SME 图像

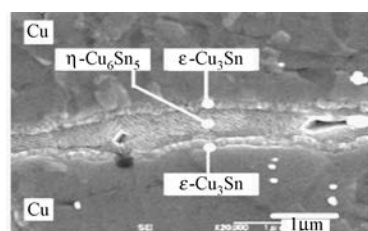


图 2.18 焊接界面上 SME 图像 (150℃/10s)

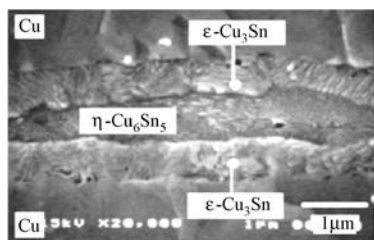


图 2.19 焊接界面上 SME 图像 (245℃/60s)

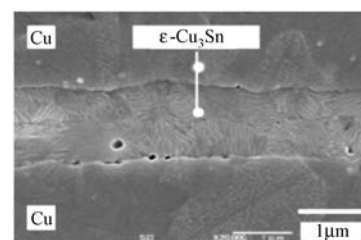


图 2.20 焊接后界面横切面的 SME 图像

据相关资料介绍, 纯 Sn 在  $265^\circ\text{C}$  的液态下与 Cu 生成的金属间化合物层, 1min 就能达到  $1.25\mu\text{m}$  的厚度。与上述相反, 如果温度过低, 会导致焊点过冷, 因而生成的金属间化合物太薄, 焊点机械强度不够, 形成冷焊点。

由于金属间化合物一般是既硬且脆。它的形成, 是导致焊接头部的疲劳强度、弯曲强度等机械性能及导电性和耐腐蚀性下降的原因。熔融 Sn 和固体 Cu 在不同温度下反应形成的合金层的种类和厚度的关系, 如图 2.21 所示。

形成的 IMC 层包括  $\eta$  相 ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ )、 $\epsilon$  相 ( $\text{Cu}_3\text{Sn}$ )、 $\delta$  相、 $\gamma$  相 ( $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ ), 随反应温度的不同而形成的金属间化合物也是不同的。

合金层的成长受扩散现象所支配, 由于扩散是温度的函数, 因此为了抑制合金层的过分生长, 控制好焊接温度不能过高是非常重要的。Cu 母材和 Sn 形成的合金层的金相组织分布, 如图 2.22 所示。

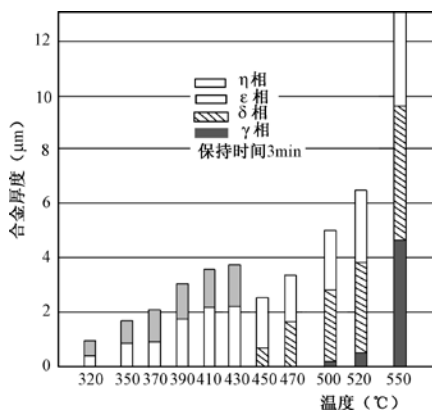
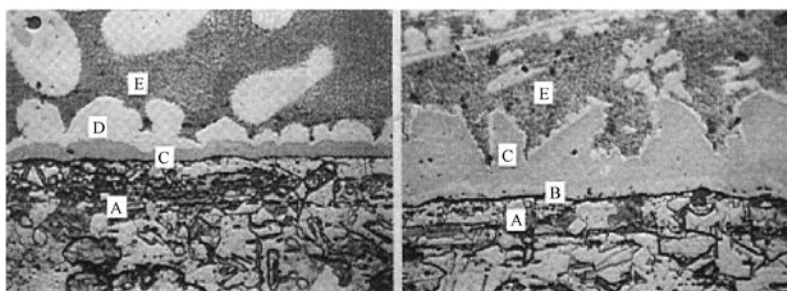


图 2.21 熔融 Sn 和 Cu 之间形成的 IMC 层的种类和厚度



(a) 反应温度 320°C

(b) 反应温度 420°C, 反应时间 180min

[A—Cu; B—δ相; C—ε相 (Cu<sub>3</sub>Sn); D—η相 (Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>); E—Sn]

图 2.22 固体 Cu 和熔融 Sn 形成的金属间化合物

合金层厚度的生长速度一般服从于扩散定律，即一方面和加热时间的平方根成正比，另一方面也随加热温度的上升而随扩散系数的平方根成比例地增加。合金层的厚度  $W$  可按式近似地求得：

$$W^2 = 2Dt \quad (2.7)$$

式中  $D$ ——扩散系数；

$t$ ——反应时间。

熔融 Sn 和固体 Cu 反应形成的合金层的厚度和加热时间的关系，如图 2.23 示。

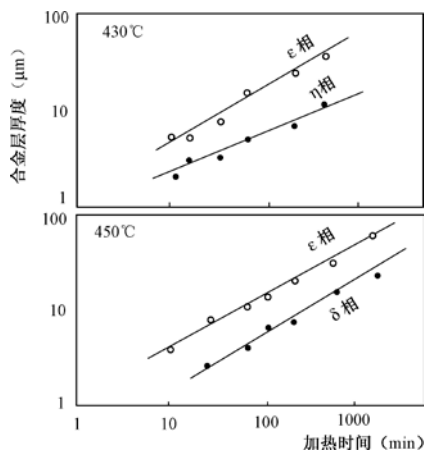


图 2.23 熔融 Sn 和固体 Cu 之间形成的合金层的厚度和加热时间的关系



由图 2.24 可以看出它们之间成直线关系。而且，厚度除 $\eta$ 相 ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ) 以外，其他的各相的直线斜率大体为 0.5，即大致和加热时间的平方根成比例地增加。

合金层不仅是在固体金属和熔融金属之间形成，也能在固体金属之间反应形成，即在焊接时即使是生成的合金层合适的良好焊点，如果将其放置在高温环境场合，也会生成新的合金层。以 Sn-Pb 系钎料合金焊接的接合部为例，其合金层的生长和环境温度的关系，如图 2.24 所示。

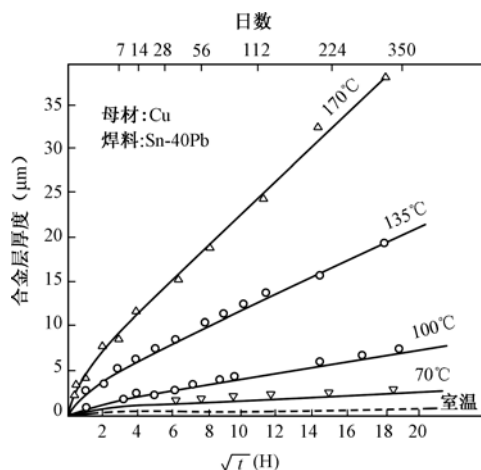


图 2.24 接头部合金层生长受环境温度的影响

合金层的生长通常随钎料中 Sn 的浓度的增大和环境温度的增高而变厚。

由以上分析可知，即使是很完善的焊接接头，如果使用在高温环境中，由于其合金层过于发达，会导致界面发生破坏和断裂的事故常有发生。特别是对微小焊接点来说，合金层的增厚会使合金层在焊点中的比例增大，这对焊点的连接可靠性是非常不利的。

#### 4. 理想的焊接接续界面组织

不论是铅钎料还是无铅钎料，日本学者菅沼克昭研究认为：从可靠性观点看理想的接续界面组织的状态模式，应如图 2.25 示。

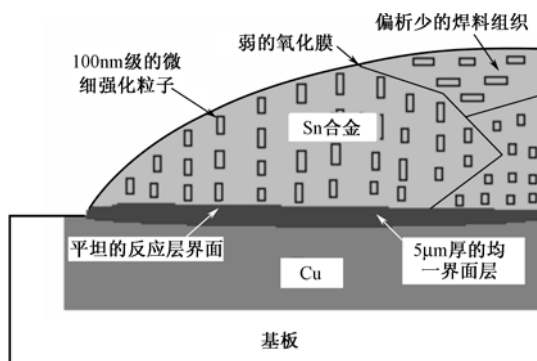


图 2.25 从可靠性观点看理想的接续界面组织

理想界面组织应具备以下条件。

(1) 具有偏析少的微细强化相均匀分布的钎料结晶组织。由于偏析等形成的低熔点脆性相，即使在低应力下也会成为破坏的起点。

(2) 界面上的反应层应薄而平整，且其厚度不宜超过 5 $\mu\text{m}$ ，生长过厚的合金层将影响焊点

的机电性能。

(3) 在钎料表面形成弱的氧化膜, 对此, 用低碳的助焊剂就能达到充分的润湿, 而且还能抑制浮渣和钎料珠等的发生。

上述界面组织的状态模式, 可以看成是合格焊点的质量模型。

### 2.3.3 毛细现象

焊接过程中熔融的钎料能在很短的时间内浸透到接头的窄缝中, 这种浸透性是由钎料的润湿性决定的。通常把液体浸透窄缝的现象称为毛细管现象, 焊接过程就是巧妙地利用了毛细现象。例如, 如图 2.26 示, 将三种部件材料 (I、II、III) 焊在一起, 在确保钎料和有足够的热量供给的情况下, 熔融钎料就是由于毛细现象而沿着  $A \rightarrow B$ 、 $B \rightarrow C$ 、 $B \rightarrow D$  的方向浸透。如果材料间的间隙适宜, 熔融钎料就能在瞬间浸透各缝隙, 从而达到焊接连接的目的。

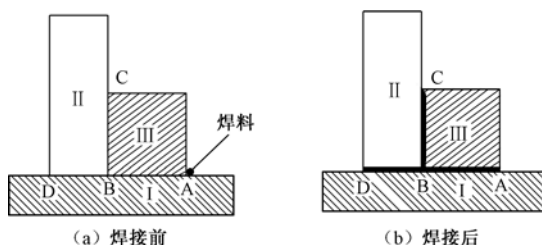


图 2.26 焊接过程中的毛细现象

### 2.3.4 界面层的结晶和凝固

随着冷却过程的进行, 接合部熔融的钎料到达熔点时便开始凝固, 低于熔点便变成固体。这时, 熔化金属与固体金属晶格相接触的部分合金会变成新的结晶晶核, 并以此核为中心向着易生长的轴向固相生长, 最后长成树枝状, 形成特有的稳定晶格。

固体金属和熔化合金接触, 在其界面上生成合金的结合情况, 如图 2.27 (a) 所示。在熔化金属和固体金属之间, 首先以适当的合金状态开始凝固。与此同时, 如图 2.27 (b) 所示, 在最初形成的凝固核心上, 向着尚未凝固的熔化金属方向生长。因此, 对于同母材金属结合来说, 最初凝固形成的金属的结晶特性, 是非常重要的。

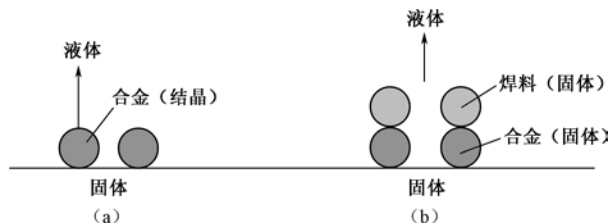


图 2.27 焊接黄铜时熔化金属的凝固实例

PCB 焊接中界面金属间化合物的形成, 随钎料的成分和被焊接基体金属材料 (或其表面处理方式) 的不同而不同。

(1) 常用的 Sn 基钎料合金

- 有铅的 Sn-Pb;
- 无铅的 Sn-Ag、Sn-Cu、Sn-Zn、Sb-Ag-Cu 和 Sn-Ag-Bi 等。

## (2) 常用的基体金属材料

- Cu、Fe 等及其合金；
- 表面涂覆层主要有 Im-Sn、Im-Ag、Ni/Au、Ni/Pd/Au 及 OSP。

## 2.4 界面反应和组织

### 2.4.1 Sn 基钎料合金和 Cu 的界面反应

Sn 基钎料合金和 Cu 基体焊接时所形成的界面,大体上从 Cu 侧依次形成 $\epsilon$ -Cu<sub>3</sub>Sn、 $\eta$ -Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>两层金属间化合物。而其钎料中所形成的金属间化合物,则基本上取决于钎料合金的成分,具体如表 2.5 和图 2.28 所示。

表 2.5 Sn 基钎料合金和 Cu 基体焊接的金属间化合物

钎料合金	界面金属间化合物	钎料内大颗粒金属间化合物
Sn-37Pb	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub> 、Cu <sub>3</sub> Sn	无
Sn-0.7Cu	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub> 、Cu <sub>3</sub> Sn	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Sn-3.5Ag	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub> 、Cu <sub>3</sub> Sn	Ag <sub>3</sub> Sn
Sn-3.8Ag-0.7Cu	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub> 、Cu <sub>3</sub> Sn	Ag <sub>3</sub> Sn 和 Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Sn-9Zn	$\beta$ -CuZn、 $\gamma$ -Cu <sub>5</sub> Zn <sub>8</sub>	-

所不同的是,对 Sn-3.8Ag-0.7Cu 钎料合金来说,钎料体中出现了 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>和 Ag<sub>3</sub>Sn 两种金属间化合物,而 Sn-3.5Ag 钎料中只出现 Ag<sub>3</sub>Sn。这主要是因为再流焊接时,前者 Cu 的来源更丰富。

另外,Sn-Zn 钎料合金和 Cu 基材焊接时,和其他 Sn 基钎料合金所形成的界面反应相比有较大的差异。

#### 1. Sn-Pb 焊料合金和 Cu 的界面反应

当用 Sn-Pb 焊料焊接 Cu 母材时,在普通焊接温度下,在 Cu 和 Sn-Pb 钎料之间生成了 $\epsilon$ -Cu<sub>3</sub>Sn (基体金属侧)和 $\eta$ -Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> (钎料侧)两层化合物。而在 300℃ 以上时,则将出现 Cu<sub>31</sub>Sn<sub>8</sub> ( $\gamma$ 相)及其他结构不明的合金。

这种结合与温度有关,在正常的润湿温度再流状态下, $\epsilon$ -Cu<sub>3</sub>Sn 合金层的厚度在 1 $\mu$ m 以下,因而很难将其区分出来,界面层中大部分是 $\eta$ -Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>合金层,如图 2.29 所示。

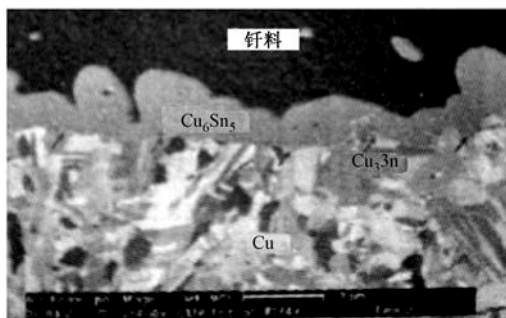


图 2.28 Sn 基钎料合金 (Sn-Zn 除外) 和 Cu 的界面组织

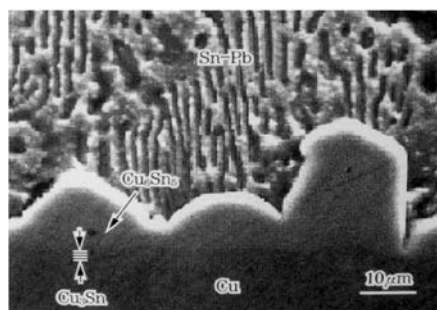


图 2.29 典型的 Sn-37Pb 钎料和 Cu 的界面组织

$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  金属间化合物与 Cu 在所有钎料中均有很好的黏附性。界面层的形态对连接的可靠性影响很大, 由于金属间化合物的脆性和母材的热膨胀等物性上的差异, 因此很容易产生龟裂。

钎料的熔化过程(即通常的焊接)是反应层的成长过程。液态钎料的凝固过程, 对反应层在表面上的析出、成长也是有所促进的, 但其影响在全部成长的反应层中仅占较小的部分。

## 2. Sn-3.5Ag 钎料合金和 Cu 的界面反应

Sn-3.5Ag 共晶钎料是一种熔点较高的无铅钎料合金, 它是由  $1\mu\text{m}$  以下的微细的  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  粒子(白色)成纤维状分散在 Sn 基体中。由于在 Sn 中 Ag 几乎是不固溶的, 所以  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  是稳定的化合物, 一旦形成, 即使在高温下放置也不容易粗大化, 故其耐热性良好。

Sn-Ag 系钎料和其他 Sn 基钎料一样, 在和 Cu 母材焊接时具有相同的反应层构造, 如图 2.30 所示。

$\text{Cu}_3\text{Sn}$  比较薄, 且 Cu 和  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  的界面比较平坦; 而  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  比较厚, 在钎料侧形成许多像半岛状的突起。图 2.30 中所示的界面组织虽然是在实验的条件形成的, 然而由再流焊接所形成的组织是相同的。

当连接部受到外力作用时, 界面的高强度应力最易集中发生在凸凹的界面处, 而不会在平坦的界面上形成。由图 2.31 可以清楚地看到, 在主要断裂处的后面, 还有许多微细的断裂发生在呈半岛状突出的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  的根部。因此, 对接合部的抗拉试验, 必然是  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  被破坏。

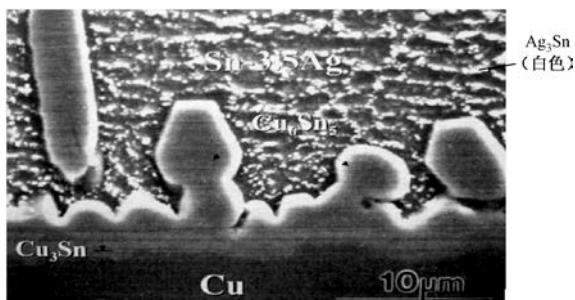


图 2.30 Sn-3.5Ag 和 Cu 的界面组织

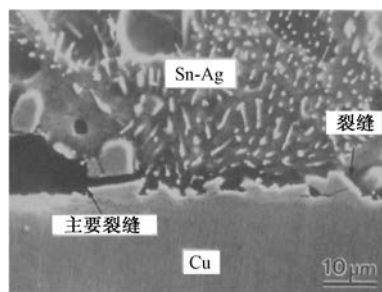


图 2.31 龟裂的传播状态 (SEM)

在实际的基板上, 由热疲劳等而引发的龟裂, 与由钎料圆角、引线、基板上的图形以及部件的材质和形状等所引发的应力集中的情况是不同的。因此, 在界面上发生龟裂, 多数是因为在界面形成了不良的合金层。

## 3. Sn-Cu 钎料合金和 Cu 的界面反应

当采用 Sn-Cu 钎料合金和基体 Cu 焊接时, 其界面反应所形成的金属间化合物是  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  和  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ , 而在钎料里形成的大颗粒金属间化合物是  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 。由 SEM 所拍摄的照片如图 2.32 所示。

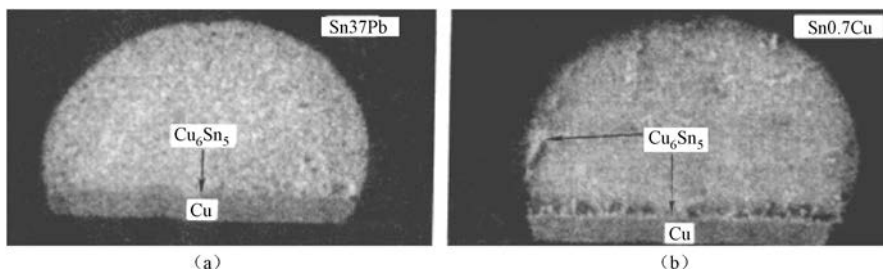


图 2.32 Sn-0.7Cu 和 Cu 的界面组织

比较图 2.32 (a) 和图 2.32 (b) 可以看出, 分别用 Sn-Cu 和 Sn-Pb 两种不同的钎料合金在 Cu 基材上焊接时, 两种焊点在钎料内的差异是在 Sn-Cu 钎料内有大颗粒的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  存在, 但它们的界面 IMC 的组织结构却是相同的。

#### 4. Sn-Zn 和 Cu 的界面反应

含 Zn 合金的浸润性都非常差, 且接触角明显增大, 主要是因为 Zn 很容易氧化, 而且整个系统的表面能较高。

Sn-Zn 钎料合金和 Cu 基材焊接时, 和其他 Sn 基钎料合金所形成的界面反应相有较大的差异。SEM 只能观察到反应层的一层, 而最近用 TEM 可以观察三层的构造, 如图 2.33 所示。

在图 2.33 中可以观察到其界面构造是: 由 Cu 开始依次是  $\text{Cu}/\beta' - \text{CuZn}$  层/ $\gamma - \text{Cu}_5\text{Zn}_8$  层。由于  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  层成长得较厚, 用 SEM 等宏观观察就可以明显地看到这一层。甚至当少量的 Zn 添加到 Sn 中, Zn 也会在界面聚集形成 Cu 和 Zn 的互熔化合物,

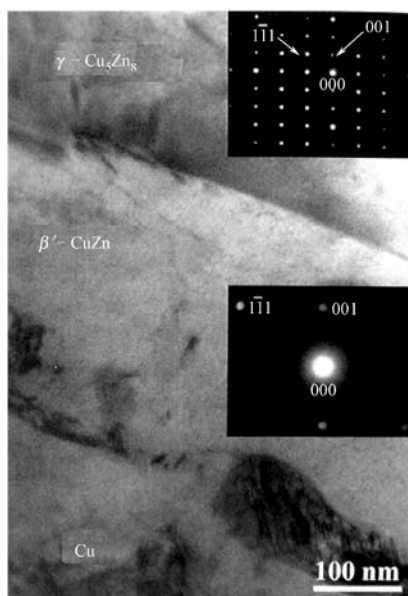


图 2.33 Sn-9Zn 和 Cu 界面的 TEM 照片

#### 5. Sn-Ag-Cu 钎料合金和 Cu 的界面反应

用 Sn-Ag-Cu 钎料合金焊接 Cu 基体时, 在 Sn-Ag-Cu 钎料合金中出现了  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  和  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  两种金属间化合物, 如图 2.34 所示。

然而, 在此情况下其 IMC 层却仍然是由  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  和  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  两种金属间化合物构成的, 如图 2.35 所示。

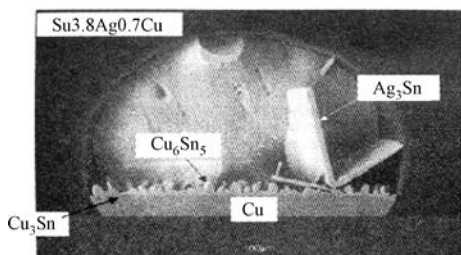


图 2.34 Sn-Ag-Cu 和 Cu 的 SEM 照片

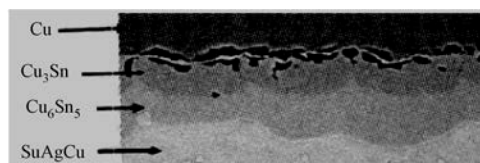


图 2.35 Sn-Ag-Cu 和 Cu 的 IMC 层构成

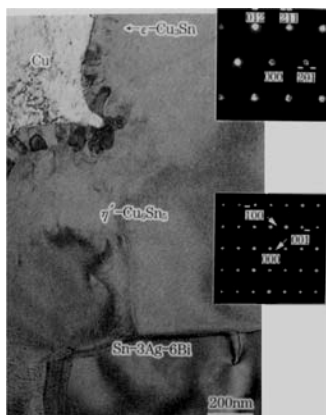


图 2.36 Sn-3Ag-6Bi 钎料合金和 Cu 形成的界面组织

## 6. Sn-Ag-Bi 钎料合金和 Cu 的界面反应

Sn-3Ag-6Bi 钎料合金和 Cu 基体之间再流焊接所形成的界面组织的 TEM 照片和毫微 ( $10^{-9}$ ) 级电子衍射像图, 如图 2.36 所示。

从图 2.36 中可见, 靠近 Cu 侧形成的是 200nm 以下的薄  $\epsilon$ - $\text{Cu}_3\text{Sn}$  相, 而在钎料侧形成的是厚的  $\eta$ - $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 。  $\epsilon$ - $\text{Cu}_3\text{Sn}$  层是毫微 ( $10^{-9}\text{mm}$ ) 大小结晶的集合, 而  $\eta$ - $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  反应层的横断面是大的结晶粒子。

这些反应层的生长, 不论固相、液相都是受向钎料侧扩散的 Cu 所支配的。因此, 当反应显著进行时, 作为 Cu 的供给源的 Cu/ $\text{Cu}_3\text{Sn}$  界面附近的  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  层内将形成孔隙 (柯肯多尔 (Kirkendall) 空洞), 图 2.37 所示为形成孔隙的组织。

当 Cu 和液态钎料反应时, 在反应层形成的同时, Cu 向钎料液体中溶解。当凝固时, Cu 在  $\beta$ -Sn 相中几乎不固溶, 而是作为化合物结晶出现, 且大部分场合是生成  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 。且以其为结晶核, 在界面和孔隙中作为异物而生长的场合比较多。  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  几乎都是呈中空触须状结晶, 如图 2.38 所示。

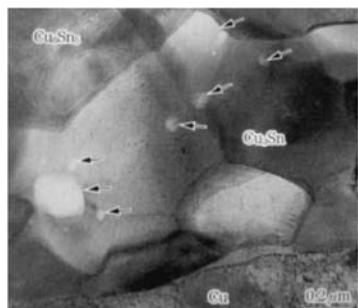


图 2.37 由柯肯多尔 (Kirkendall) 效应形成的孔隙

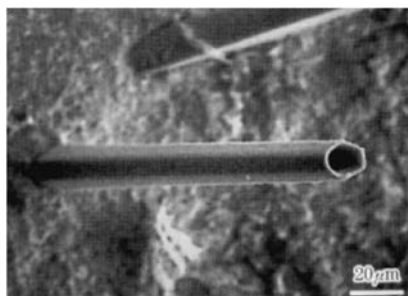


图 2.38 从界面上突出的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  触须的 Cu/Sn 界面组织

## 2.4.2 Sn 基钎料合金和 Ni 的界面反应

镀 Ni 在电子元器件中应用很广。Ni 涂覆层具有表面较平、稳定性高、货架寿命长、焊接性尚可等优点。Ni 涂覆层的性能不仅受工艺方法 (如电解镀或无电解镀) 的影响, 还受磷添加量的差异 [低磷 (含 P 量 1%~5%)、中磷 (含 P 量 6%~10%) 和高磷 (含 P 量 >10%)] 的影响。这对研究其界面反应的影响因素增加了一些复杂性。

一般来说 Ni 是稳定的, 其界面反应层与 Cu 相比是相当薄的, 晶粒比较细。其热膨胀系数 (CTE) 为  $12.96\text{ppm}/^\circ\text{C}$ , 比 Cu 的热膨胀系数 ( $16.56\text{ppm}/^\circ\text{C}$ ) 小。

Ni 作为可焊接的阻挡层能阻挡 Cu 向钎料中扩散。经过焊接和老化, Ni 与 Sn-Pb 和 Sn-Ag 等合金形成了  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  金属间化合物。在其他情况下, 如 Sn-Ag-Cu 钎料合金焊接时, 也能在形成的  $(\text{Ni}_{1-y}\text{Cu}_y)_3\text{Sn}_4$  金属间化合物上形成  $(\text{Cu}_{1-p-q}\text{Au}_p\text{Ni}_q)_6\text{Sn}_5$ 。

图 2.39 所示为 Ni-Sn 系的状态图, 从状态图中可以推测出其在再流焊接后的界面反应层的构造规律是 Ni 侧  $\rightarrow \text{Ni}_3\text{Sn} \rightarrow \text{Ni}_3\text{Sn}_2 \rightarrow \text{Ni}_3\text{Sn}_4$ 。其中,  $\text{Ni}_3\text{Sn}$  是不能观察到的。

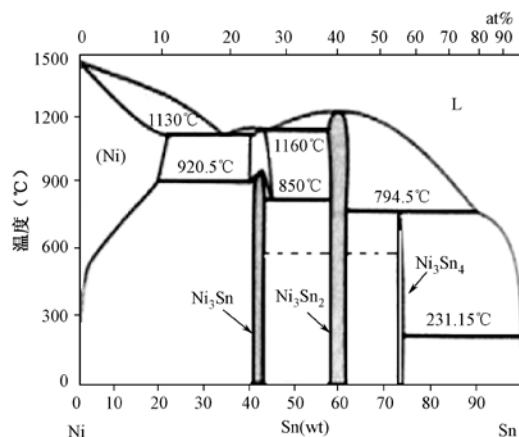


图 2.39 Ni-Sn 二元合金状态图

图 2.40 所示为电解 Ni 与 Sn-3Ag-6Bi 钎料合金焊接后界面的 TEM 照片，厚的  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  是在钎料侧形成的，而极薄的  $\text{Ni}_3\text{Sn}_2$  是在 Ni 镀层侧形成且与 Ni 直接相接。但是，在 Ni 层中分散着的含有 Sn 的微细粒子，由于这些非平衡状态的 Sn 的扩散而形成  $\text{Ni}_3\text{Sn}$  是观察不到的。

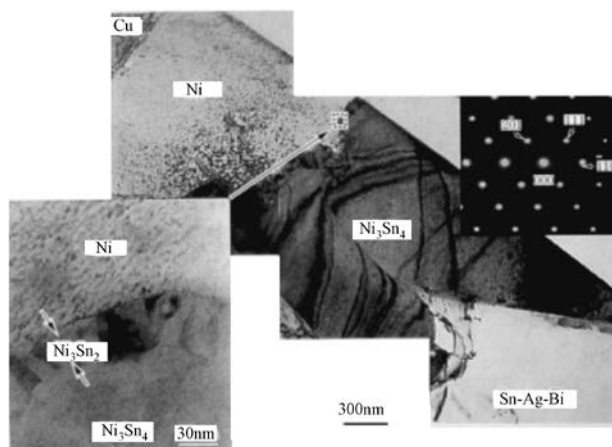


图 2.40 电解 Ni/镀 Sn-Pb 和 Sn-3Ag-6Bi 的再流焊接界面 (TEM 照片)

在镀 Ni-P 合金场合下，形成  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  是可以确定的，而关于其详细的界面构造目前还在继续研究中。日本学者菅沼克昭在最新获得的数据基础上，用图解方法归纳了 Ni/Sn 的界面组织模型，如图 2.41 所示。

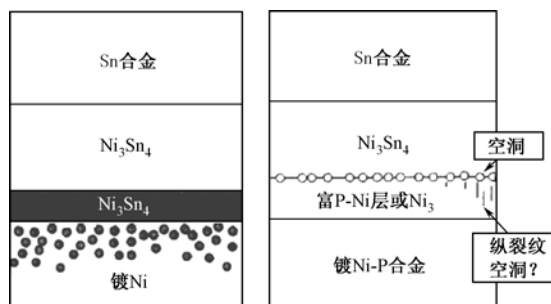


图 2.41 镀 Ni 和 Sn 合金界面的模型

在无电解镀 Ni-P 合金的情况下,从镀层 Ni 向钎料侧通过扩散过程形成了  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  和薄的  $\text{Ni}_3\text{P}$ 。由于在与 Sn 的反应中消耗了 Ni,多余的 P 就积累在 Ni/IMC 界面,而导致了富 P 层 ( $\text{Ni}_3\text{P}+\text{Sn}$ ) 的出现。在  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  和富 P 的 Ni 层界面上由于 Sn 扩散进入 IMC 层后,在 IMC 层上的钎料里就容易出现柯肯多尔 (Kirkendall) 空洞,如图 2.42 所示。这会使该界面附近的接合强度低下而容易发生接触不良和劣化,即所谓黑垫。因此,充分理解镀层的状态和再流焊接条件,对进行工艺过程控制是非常重要的。

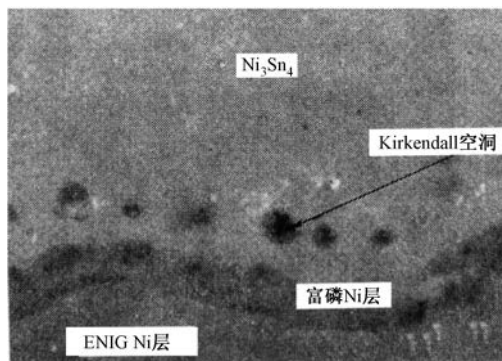


图 2.42 柯肯多尔空洞 (Sn-Ag 钎料, 250℃再流 256min)

图 2.42 中所示的柯肯多尔 (Kirkendall) 空洞是发生在  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  的 IMC 层中的,这表明在再流焊接反应中,Sn 原子比 Ni 或 P 原子的扩散要快得多。Sn 原子将可能到达富 P 的 Ni 层的底部。

## 2.4.3 Sn 基钎料合金和 Ni/Au 镀层的冶金反应

### 1. Ni/Au 镀层特性

Ni/Au 镀层就实质而言,镀 Ni 是主体,它构成了在焊接过程中基体 Cu 和钎料之间的阻挡层,以阻挡 Cu 向钎料中扩散。在焊接中虽然 Ni 层能形成比 Cu 层要稳定得多的钎料连接,但 Ni 在空气中容易氧化,因而镀 Au 层可作为 Ni 的保护层,以防止 Ni 层钝化。

如果 Au 层很薄,它能很快熔解在熔融的钎料中,从界面移出,从而可以忽略 Au 的脆性带来的不利影响;如果 Au 层不是很薄,则必须要考虑其脆性的影响。

在同样的过热情况下,Au 熔解进 Sn 的速度比溶解进 Sn-Pb 钎料合金中要快得多。对于 Sn-Ag 共晶钎料合金也是这样,而且在 Sn-Ag 共晶合金中 Au 的熔解度高于 Sn-Pb 共晶合金。

获得 Ni/Au 涂覆层通常有两种工艺方法。

#### (1) 电解 Ni/Au (EG) 工艺

电解 Ni/Au 包括一个电解的 Ni 内层和一个电解的 Au 外层,通常将其表示为 EG。EG 工艺中 Ni 层厚度为  $3.25\sim 5\mu\text{m}$ ,而 Au 的厚度则取决于其应用场合:焊接应用时需要  $0.025\sim 0.325\mu\text{m}$  的硬金;而做连接用时,需要  $0.25\mu\text{m}$  的硬金;用做引线键合时,则需要  $0.25\mu\text{m}$  的软金。在焊接应用中,如果钎料中 Au 的含量超过 3% (wt),Au 的脆性便会表现出来,这种含量大致相当于  $0.25\mu\text{m}$  的 Au 层厚度。因此,如果 Au 层厚度能控制在  $0.025\sim 0.325\mu\text{m}$ ,便能有效地控制 Au 的脆性。EG 工艺在润湿能力和针孔方面表现出了较好的性能,剪切强度中等,对老化、助焊剂成分、再流气氛等方面不敏感。



## (2) 非电镀 Ni/浸 Au (ENIG) 工艺

非电镀 Ni (又称为化学镀 Ni) 和浸 Au 工艺, 通常标记为 ENIG。非电镀 Ni/浸 Au (ENIG) 工艺是 PCB 上最常用的形式, 化学镀镍层厚度为  $3\sim 5\mu\text{m}$ , 含 P6%~10%, 无定形结构, 非磁性。化学镀金纯度为 99.99% 的薄金层 (又称为浸金、置换金), 厚度为  $0.025\sim 0.1\mu\text{m}$ 。化学镀厚金层 (又称还原金) 厚度为  $0.3\sim 1\mu\text{m}$ , 一般为  $0.5\mu\text{m}$  左右, 镀层硬度为  $\text{HV}_{0.1}60$ , 它应在薄金层上施镀。

ENIG 工艺是在 PCB 涂覆阻焊层 (绿油) 之后进行的。它既可以压焊 (绑定), 又适用于高温焊接。它向 PCB 提供了集可焊、导通、散热功能于一身的理想镀层, 镀层厚度均匀一致性可达施镀的任何部位, 且设备和操作都不复杂。对 ENIG 工艺最基本的要求是可焊性和焊点的可靠性, 需经受 2~3 次再流焊接。因为若 ENIG Ni/Au 控制不合适, 薄且多孔的 Au 层会导致 Ni 表面氧化, 使焊点的焊接质量不可靠。而 Ni 的厚度和 Ni 中 P 的含量对焊接的可靠性也有明显的影响, 如导致黑盘、涂覆不完整、外部裂化等。焊盘发黑表明 ENIG 工艺形成了质量很差的钎料连接, 当这部分焊点断裂后, 露出的焊盘表面是黑色的, 如图 2.43 所示。黑盘缺陷是由于极度活跃的浸 Au 腐蚀溶液改变了相邻表面 Ni-P 的微结构, 使其变成了非润湿的边界面而形成的。

## 2. Sn 基钎料合金和 Ni/Au 层再流焊接的冶金反应

前面已介绍了为改善可焊性目的, 在 Ni 层上镀一层薄金。此层 Au 在焊接过程中完全溶入液态钎料中。因此, 它对界面层的形成没有贡献, 最后还是和 Ni 镀层一样, 由 Sn 和 Ni 反应形成  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  等组成的界面合金层, 如图 2.44 所示。但是, 当钎料合金中含有 Zn 时, 则会形成  $\text{AuZn}$  化合物, 当 Au 镀层比较厚时就会对润湿性带来不利影响。

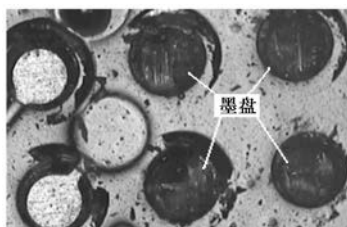


图 2.43 ENIG Ni/Au 工艺中的黑盘现象

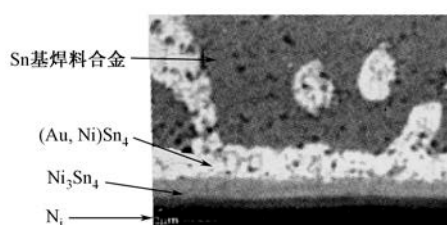


图 2.44 Sn 基钎料合金和 ENIG Ni/Au 镀层再流时形成的界面合金层

## 2.4.4 Sn 基钎料合金和 Pd 及 Ni/Pd/Au 涂覆层的冶金反应

### 1. Sn 基钎料合金和 Pd (/Au) 涂覆层的冶金反应

Pd 和 Au 一样是贵金属, 它作为有潜力的表面涂层, 在下述几方面优于 Au:

- (1) 价格比 Au 便宜;
- (2) 密度比 Au 低 (Pd 为  $12.02\text{g}/\text{cm}^3$ , Au 为  $19.32\text{g}/\text{cm}^3$ );
- (3) Pd 抗拉强度比 Au 高 35%;
- (4) 硬度为 250~290Vicker, 为 Cu 的 2 倍, Au 的 3 倍, 更适合接触应用;
- (5) 在 Sn-40Pb 中熔解率比 Au 慢 (Pd 为  $0.01\mu\text{m}/\text{s}$ , Au 为  $5\mu\text{m}/\text{s}$ ), 因此对焊点的掺杂不敏感。

与 Ni/Au、Ni/Ag 涂层相比, 由于 Pd 涂层的针孔率远远低于 Ni/Au 和 Ni/Ag, 故 Pd 表现出了良好的可焊接性和稳定性。在 Pd 层上加镀一层闪 Au 层能进一步提高存储的稳定性。非电镀

Pd 涂层工艺，主要是带闪 Au 或不带闪 Au 的一个自动催化过程。其中闪 Au 厚度 $<0.025\mu\text{m}$ ，用做焊接时的 Pd 层厚度为 $0.025\sim 0.225\mu\text{m}$ ，典型值为 $0.1\sim 0.15\mu\text{m}$ 。用作引线键合时 Pd 厚度约为 $0.6\mu\text{m}$ 。

与 HASL 工艺相比，厚度 $0.1\sim 0.15\mu\text{m}$ 的纯 Pd 层能提供高度可焊接化处理。在波峰焊或再流焊时，Pd 层在钎料中分解，以悬浮形态保持。在钎料和基体金属界面所形成的金属间化合物是 Cu-Sn。Pd 的可焊能力可和 Au-Ni 相比拟。其突出优点是货架寿命长，在加速老化试验后 Pd 的性能好于 Au/Ni。这是因为 Pd 充当着热和扩散的阻挡层，而 Au 或 Ag 则允许 Ni 或 Cu 穿过其扩散至表面。既然 Cu 不能直接扩散穿越 Pd，所以 Pd 可以直接涂覆在 Cu 上，以保护 Cu 不被氧化。

## 2. Sn 基钎料合金和 Ni/Pd/Au 涂覆层的冶金反应

带有浸 Au 或没有浸 Au 的非电镀 Ni/Pd 涂覆层，相对于 ENIG 是一个较便宜的替代工艺。由于 Cu 不能直接扩散穿越 Pd 层，所以在 Cu 上直接涂覆一薄 Pd 层，就足够作为可焊性的终端处理层。

在 Ni/Pd/Au 工艺中，Ni 层典型厚度为 $2.5\sim 5.0\mu\text{m}$ ；在其上的非电镀 Pd 层厚度为 $0.125\sim 0.25\mu\text{m}$ ，典型值为 $0.15\sim 0.2\mu\text{m}$ ；浸 Au 层厚度 $<0.025\mu\text{m}$ 。如果 Pd 层厚度增加到 $0.325\sim 0.5\mu\text{m}$ ，其表面就成为可焊接的。如果处理工艺合适，Ni/Pd 的焊接能力要好于 Ni/Au，这是由于 Pd 层的针孔要小于 Au，使 Ni 的扩散发生概率下降。

Pd 在 Sn 基钎料合金中的溶解要比 Au 困难，这就要求 Pd 非常薄，以避免 Ni 和钎料之间出现微弱界面层。因此，Pd 层厚度应该在 $0.025\sim 0.05\mu\text{m}$ 之间，这样薄的 Pd 层极易受到摩擦等的破坏，而使 Ni 层暴露出来，这对 Pd 表面的焊接能力是有害的。目前非电镀 Pd 层厚度大约为 $0.15\sim 0.2\mu\text{m}$ 。

### 2.4.5 Sn 基钎料合金和 Fe 基合金的界面反应

Fe 和 Fe-42Ni 合金（42 合金）在焊接过程中和 Sn 的界面反应，与 Cu 相比是缓慢的，反应层的成长也是极慢的。图 2.45 所示 42 合金和纯 Sn 的界面随反应时间的变化而变化的情况。

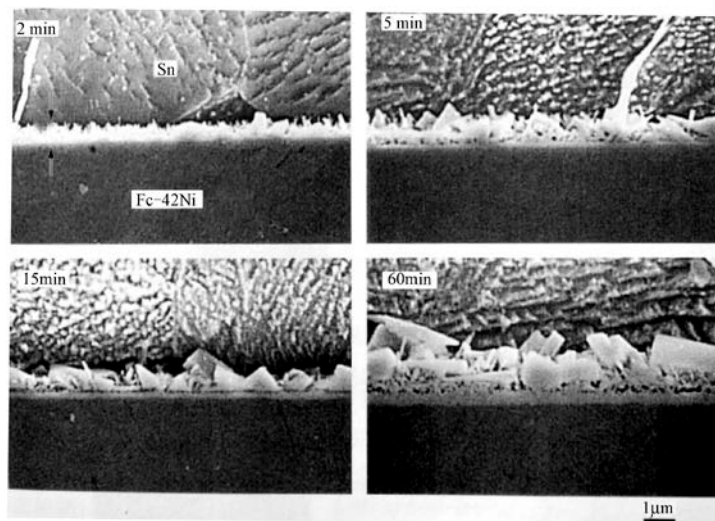


图 2.45 42 合金和纯 Sn 界面在 250℃时反应层的成长（SEM 照片）

在再流焊接的初期的反应层厚度不足  $1\mu\text{m}$ ，经过 5min 以上时间反应层便发育成两层。而到 60min 时反应层全部厚度达到  $2\mu\text{m}$ 。紧靠 42 合金侧是平坦的厚度约为  $0.5\mu\text{m}$  的薄层，而在钎料一侧则是凹凸非常明显的厚度达  $1.5\mu\text{m}$  的厚层。两层间可见到明显的缝隙或空洞等缺陷。

图 2.46 所示为界面近傍的 TEM 照片，两个反应层都是  $\text{FeSn}_2$ 。在图中，其反应结构模式可描述为：Ni 从 42 合金向作为主体的 Sn 中溶入，残余的 Fe 参与界面反应。两个反应层：一个是在 42 合金侧由 Sn 扩散生成的  $\text{FeSn}_2$  和 Ni 的残存层；另一个凹凸的结晶层是由 Fe 向 Sn 溶液中扩散生成的  $\text{FeSn}_2$ ，后者几乎和 Ni 不固溶，即原来的界面变成了两个反应层的界面。在 Sn 中溶入了 Ni，凝固时作为  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  的板状结晶在钎料中析出。

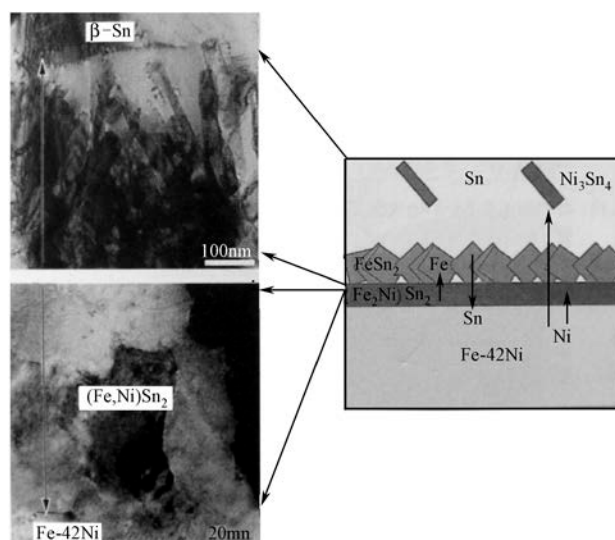


图 2.46 42 合金和纯 Sn 在 250 时反应界面的 TEM 照片及反应层的构造

这样，42 合金所形成的界面具有脆弱的部分，经常在该界面发生破坏，如图 2.47 所示，而且和反应时间无依存关系。

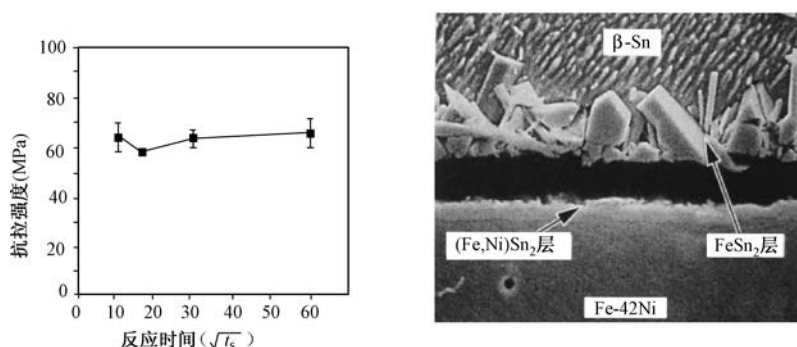


图 2.47 42 合金和 Sn 接合界面的抗拉强度和反应时间的依存性和破坏路径

## 2.4.6 Sn 基钎料和被 OSP 保护金属的界面反应

### 1. OSP 保护涂覆层

目前在 PCB 上使用的有机可焊性保护膜 (OSP) 大致有以下几种。

### (1) 苯并三唑 (BTA)

苯并三唑可与氧化亚铜 ( $\text{Cu}_2\text{O}$ ) 反应, 生成聚合铜盐, 覆盖在 PCB 的 Cu 箔表面上, 如图 2.48 所示。

这些聚合铜盐分子彼此排列整齐, 在铜表面形成保护薄膜。该膜半透明、无色、具有三维结构, 厚度为  $50\sim 100\text{\AA}$ , 平均厚度为  $80\text{\AA}$ 。在高湿度下, 其货架寿命为 3~6 个月。

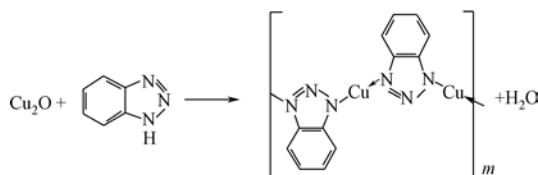


图 2.48 苯并三唑保护机理

### (2) 咪唑

与 BTA 相类似, 烷基咪唑可与氧化铜反应, 在 Cu 表面形成聚合物烷基咪唑铜膜, 厚度大约为  $100\text{\AA}$ 。该反应几乎在几秒内瞬时完成, 一旦表面反应完成, 则在反应液中继续放置时对反应没有任何影响, 即反应被钝化。咪唑对氧化抑制的效率对温度极度敏感。低温下 (如  $100^\circ\text{C}$ ) 抑制氧化的效率非常高, 随着温度的升高, 抑制效率将下降。这将导致由于储存和多次焊接流程而带来的对被保护铜层润湿性的下降。

### (3) 衍生式苯并咪唑

20 世纪 20 年代, Shikoku 化学公司获得了烷基咪唑和苯甲基咪唑的专利权, 1985 年在美国同时得到应用, 涂覆层典型厚度为  $0.3\mu\text{m}$ , 一般为  $0.2\sim 0.5\mu\text{m}$ 。其保护机理, 如图 2.49 所示, 反应生成了聚合咪唑铜膜。衍生式苯并咪唑 (SBA) 的出现使焊接缺陷率得到改善。当 Entek 106A 作为一种替代的 SBA 使用时, 桥连缺陷率略高于 HASL 工艺。总之, 衍生式苯并咪唑 SBA 的使用具有如下的优点。

- 至少可承受三次再流;
- 厚度:  $0.2\sim 0.5\mu\text{m}$  (典型值为  $0.3\mu\text{m}$ );
- 优良的共面性;
- 微波应用表现最好;
- 货架寿命为 2 个月;
- 处理费用约为 HASL 的  $(0.2\sim 0.3)$  倍。

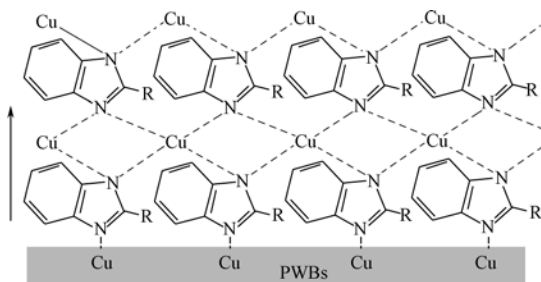


图 2.49 苯并咪唑的保护机理

目前电子行业在 PCB 上使用的 OSP 主要有下述型号:

- ALPHA 的 Cu-106;
- 四国化成的 F2;

- ALPHA 的 Cu-106A (X) 选择性药水。

## 2. Sn 基钎料和被 OSP 保护的金属在焊接过程中的物化过程

### (1) 焊接过程中 OSP 的反应

上面已介绍, 某些环氮化合物很容易和清洁的铜表面起反应, 生成的铜的复合物可以使 PCB 保存期超过一年。当焊接加热时, Cu 的复合物会很快分解, 只留下裸铜。因为 OSP 只是一个分子层的厚度, 而且焊接时会分解, 所以不会有残留物或污染问题。OSP 膜本身不具备助焊能力, 在波峰焊之前应保证孔内涂上足够量的助焊剂和保证有足够的预热时间, 以使孔内 OSP 膜被彻底溶解掉。

### (2) 焊接过程中的界面反应

采用 OSP 工艺的 PCBA 在施焊过程中, 首先由于助焊剂和温度的联合作用, 使 OSP 和 Cu 反应形成的铜的复合物分解, 在 Cu 箔表面留下润湿性非常好的活性 Cu 层, 和焊料合金发生冶金反应。所生成的界面反应层和前面已介绍的 Sn 基焊料合金和 Cu 的反应完全一样, 故在此不做重复介绍。

## 第3章 无铅波峰焊接技术

### 3.1 波峰焊接技术的进化和无铅应用

#### 3.1.1 波峰焊接技术的进化

波峰焊接是一项成熟的技术，而且是一种高效的大规模焊接工艺，因而在电子产品生产中获得了广泛的应用，直到今天仍然如此。可是，波峰焊接控制参数的离散性和复杂性，也让人们感到非常棘手。波峰焊接的复杂性具体体现在其过程变量的多元化，如传送速度、助焊剂化学成分、预热温度、钎料槽温度、PCB 设计、元器件的可焊性、焊接过程中 PCB 与钎料波的交互作用、设备的维护和操作人员的培训等。

尽管人们已经为评估 SMT 贴装能力和再流焊接工艺操作而设计了许多测试载体，然而却尚无一种能适合波峰焊接工艺中 SMT 器件的全面的、便于统计的测试载体。这也充分说明了波峰焊接工艺的多变性和复杂性。

波峰焊接技术在应用中仍不断完善和改进，改进的目的是追求在第一时间就生产出完美的波峰焊接焊点。修补并不会改进原来的焊点质量，而且对任何焊点的修补都会导致焊点的降级，因为它们将要再经历一次温度作用周期，从而增加金属间化合物的厚度。

从技术发展角度看，窄间距 QFP、面阵列封装器件 BGA、CSP 及 FCOB 的大量应用，使再流焊接工艺在器件与 PCB 的互连中越来越占据主导地位。这虽不意味着波峰焊接工艺的消失，但波峰焊接也确实渐渐地退出了其原有的主导地位。

从目前状况来看，过孔组装在一些较低级的电子产品中仍占有一定的比例。这种状态持续存在是因为许多场合不需要 SMT 技术那样较高的性能，在此情况下过孔式组装无疑是一种合适的低成本方案而被继续选用。因此，波峰焊接技术在此类产品生产中仍然占主流地位。

#### 3.1.2 无铅波峰焊接的技术特点

随着无铅生产的日益推广，目前的再流焊接工艺已将重点转向无铅制程，它也驱动波峰焊接工艺向无铅技术转化，以避免在同一个组件上出现含铅合金与无铅合金混用的状态，带来不必要的麻烦。

如果要使无铅波峰焊接工艺获得成功，就必须考虑改变整个工艺。虽然大多数无铅钎料都具有良好的可焊性，但是与锡铅钎料比较，它却呈现出润湿性下降的特性。由于润湿性是焊接中的一个关键因素，并受到多个变量的影响，所以这些变化将会影响绝大部分参数。

无铅波峰焊接的技术特点，主要体现在以下几个方面。

(1) 所用钎料熔融温度范围普遍偏高

目前应用性能较好，且成本也较低的无铅波峰焊接用钎料合金主要有 Sn-Cu、Sn-Cu (Ni)、Sn-Cu (Co)、Sn-Ag-Cu (如 SAC305) 等。其主要工艺性温度特性见表 3.1。

由表 3.1 所示可知，由于钎料熔点高达 227℃，受 PCB 基板、元器件热损伤的极限温度的限制，可供选择的作业温度窗口变窄。为了确保焊接的可靠性，首先要确定获得良好润湿性的

最低温度在 240℃ 以上时与熔融钎料的适当接触时间。

表 3.1 波峰焊接常用钎料合金的工艺性温度特性

合金系	合金成分 (wt%)	熔化温度范围 (°C)	焊接温度窗口范围 (°C)	价格 (Sn-37Pb 为 1)
Sn-Cu	Sn-0.7Cu	227	270~280	1.6
Sn-Cu (Ni)	Sn-0.7Cu (Ni)	227	270~280	1.6
Sn-Cu (Co)	Sn-0.5Cu (Co)	227	270~280	1.6
Sn-Ag-Cu	Sn-3.0Ag-0.5Cu	217~220	260~270	2.6

## (2) 润湿性较差

无铅合金的润湿性普遍比 Sn-37Pb 差, 如图 3.1 和表 3.2 所示。

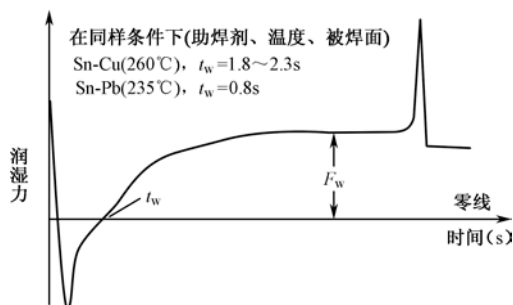


图 3.1 零交时间

表 3.2 无铅合金的润湿扩展率与传统 Sn-37Pb 的比较

合金成分 (wt) %	熔融温度 (°C)	扩展程度 JIS Z 3284	润湿扩展率 (%)	
			240℃	270℃
Sn-37Pb	183	1	85.35 (230℃)	
Sn-3.5Ag-0.75Cu	216~220	1	71.45	82.82
Sn-2Ag-3Bi-07Cu	210~216	1	—	83.40

## (3) 焊接中氧化现象更严重

在工业中推广应用的无铅钎料, 基本上都是由 Sn、Ag、Cu 等元素组成的。在 Sn-Pb 合金中最常见的氧化物是 SnO 和 SnO<sub>2</sub>, 而在无铅钎料中, 不仅 Sn 含量更高, 而且添加的其他元素的 Ag、Cu 等对氧更活泼。因此, 工作中必然会形成更多更复杂的氧化物和更多的钎料渣。化学反应动力学告诉我们, 温度每增加 10℃, 化学反应速度将增加一倍。由于无铅波峰焊接温度的提高, 更将加剧氧化渣的大量形成。国外有学者称: 在空气中操作的无铅波峰焊接过程中产生的钎料渣量, 将比 Sn-37Pb 时增加 5~7 倍, 大约 90% 的焊接成本都将花费在钎料渣上。

## (4) 传统的钎料波峰发生器面临严重侵蚀问题

由于在高温下 Sn 对钎料槽是有腐蚀性的。所以, 高 Sn 基的无铅合金会导致泵、导流板和钎料槽等结构金属件的腐蚀。例如, 不锈钢或铸铁的表面常常会出现锈斑, 而且与无铅合金接触时间稍长后还会发生明显的侵蚀现象, 向液态钎料中释放出 Fe 元素而使钎料合金遭受污染, 如图 3.2 所示。

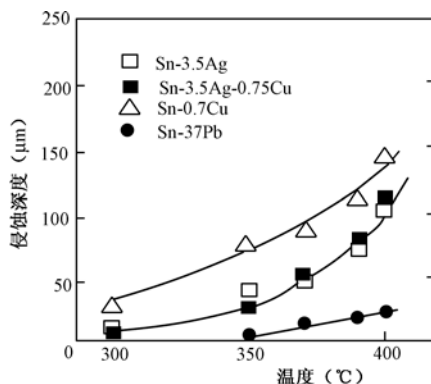


图 3.2 Sn 基合金对 Fe 系合金的侵蚀

传统的波峰焊接设备中的钎料泵、导流板和喷嘴等，如果应用于无铅焊接中会频繁发生磨损。因此，人们不得不考虑使用钛合金来制造涡轮、导流板和钎料喷嘴等，以满足无铅焊接长期应用的要求。

#### (5) Cu 污染将更为严重

无铅焊接的温度比 Sn-Pb 钎料的焊接温度高许多，因此熔解 PCB 焊盘和元器件引脚上的 Cu 的速度也快了許多。随着钎料里 Cu 含量的增加，钎料的润湿性和对应的焊接温度等均将发生变化。所形成的过量的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  将污染钎料槽中的钎料。

#### (6) 焊接缺陷率将明显上升

由于无铅钎料合金的表面张力大、扩展性差，因此焊接缺陷如钎料珠、桥连、虚焊等将增加，对焊接工艺设计要求将更为严格。

#### (7) 要求使用高沸点助焊剂

由于较高的工艺温度，无铅波峰焊接要求使用与有铅波峰焊接不同的高沸点溶剂的助焊剂。助焊剂类型将决定哪种预热配置最适合该工艺。

#### (8) 焊接环境气氛对焊点质量的影响

与锡铅钎料合金比较，大多数无铅合金由于增加了 Sn 的含量，在钎料液化时会很快氧化。由于焊接工艺温度较高，工作过程中会很快形成由  $\text{SnO}$ 、 $\text{SnO}_2$  构成的氧化物和浮渣。在无铅波峰焊接工艺中使用  $\text{N}_2$  保护，便可使液态钎料尽量少暴露于  $\text{O}_2$  环境下。这样不仅能有效地抑制无铅钎料合金的氧化、降低氧化速率、减少浮渣，还可以改善钎料的润湿性、提高焊接性能、减少焊接缺陷。以 Sn-Cu 无铅钎料合金为例，在有  $\text{N}_2$  保护的情况下，达到最大润湿力的时间明显减小，如图 3.3 所示。

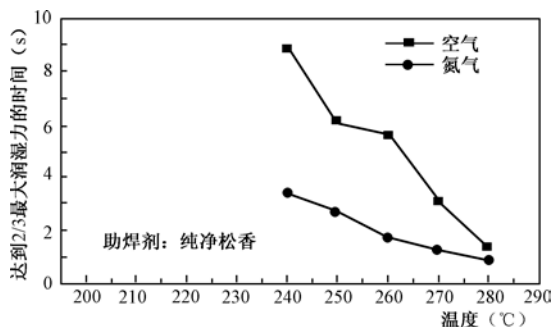


图 3.3 最大润湿力



## 3.2 无铅波峰焊接设备技术

### 3.2.1 适宜于无铅波峰焊接工艺的设备技术

#### 1. 助焊剂超声喷雾技术

传统助焊剂中的醇类溶剂属于 VOC，由于环保的要求，其禁用的呼声愈来愈高。使用无 VOC 的助焊剂，是取代醇类溶剂型助焊剂的趋势之一。

用尽可能低的气压来施用尽可能精细的助焊剂颗粒，是实现良好的通孔渗透和成功的水膜挥发的关键。较高的气压设定可能会引起颗粒的反弹作用，因而不会改善助焊剂对 PCB 表面的湿润性。显然，采用超声雾化喷雾将是最理想的选择，因为它可以传送足够的精细助焊剂微粒深入到通孔内，改善无铅钎料合金的透孔性。

#### 2. 较长的红外、热风复合预热区

由于无铅钎料合金熔化温度高、扩展性差，所以在载入 PCB 后，为达到较高的温度、避免 PCB 过热，常常需要一个较长的预热区。PCB 顶部达到适当的预热温度，对于降低焊接缺陷的影响最大。

在预热区的升温时间内，为确保热容量大小不一致的各个元器件间都能得到同样的升温效果，最好采用远红外加热和热风循环加热并用的复合加热方式。将从 PCB 底部进行远红外加热与从板子顶部进行对流加热的方法结合在一起，可使 PCB 获得最佳的预热效果。

#### 3. 钎料波峰发生器结构布局的调整

由于无铅合金的润湿特性较差，故需要较高的焊接温度和较长的接触时间。所以，在无铅波峰焊接设备中通常都要改变传统的波峰喷嘴之间的结构布局，如图 3.4 所示。这样使两个波峰之间的距离尽可能缩短，防止由于中间温度下跌过大，造成对 PCB 的热冲击。

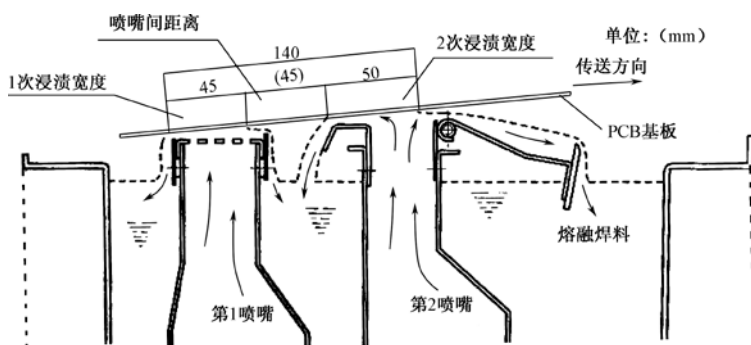


图 3.4 无铅波峰焊接设备喷嘴布局

增加第二波（层流波）的阔度可以改善润湿性，产生类似于提高预热量的效果。降低层流波喷嘴距离液面的高度，可以减小溢出钎料的扬程，从而达到减少氧化渣的目的。

在预热区末端与钎料槽之间的间隔，是构成钎料槽下方冷空气向上流动的通道，也是导致 PCB 温度下降的原因，因此设计上必须采用相应的阻隔措施。在未采取措施的现有设备上，可按图 3.5 所示的方法，临时处置一下也是有效果的。

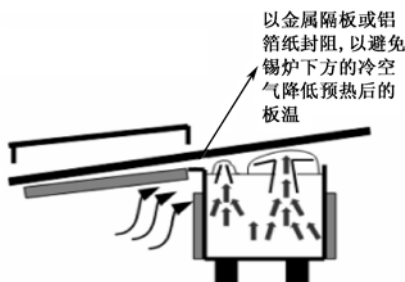


图 3.5 预热区和钎料槽之间的间隔

#### 4. 传送导轨应增加中间支撑

由于无铅波峰焊接温度高，焊接时间为 3~5s，PCB 基板上所承受的温度可能远远超过基板材料本身的玻化温度 ( $T_g$ )，导致基板变软，中间向下变形弯曲。对于大尺寸的 PCB，为预防上述现象的发生，传输导轨应增加中间支撑，如图 3.6 所示。

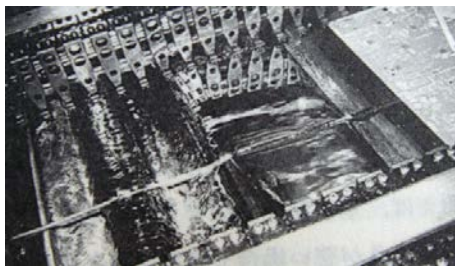


图 3.6 防止 PCB 基板受热变形损伤的措施

#### 5. 冷却装置

与再流焊接相同，波峰焊接后应防止焊点上热量散发过慢，余热造成焊点受高温作用时间过长会引发下述缺陷。

(1) 高温引起的焊点因凝固时间过长，将导致焊点内钎料结晶晶粒过分长大，粗大的晶粒增多，导致焊点强度恶化，如图 3.7 所示。

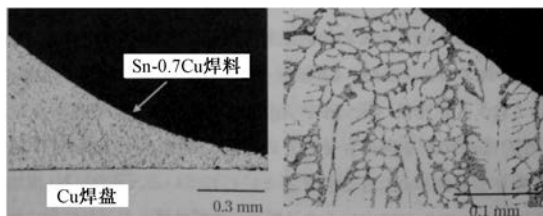


图 3.7 焊点内钎料粗大结晶晶粒照片

(2) 高温造成焊点焊缘升起，如图 3.8 所示。它的发生概率也与过完波峰后的冷却速度关系很大，如图 3.9 所示。

因此，对波峰焊设备的焊接面应有较快的冷却速度，使焊点快速降温。但是，要注意对元器件面的冷却速度要适宜，过快可能对陶瓷体结构的 Chip 元件造成伤害。另外，加快冷却速度时要注意避免对钎料槽温度的影响。

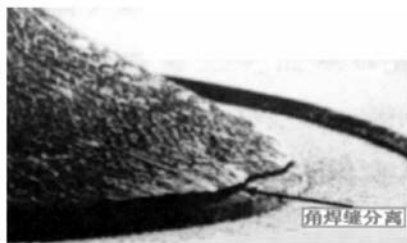


图 3.8 焊点焊缘翘起

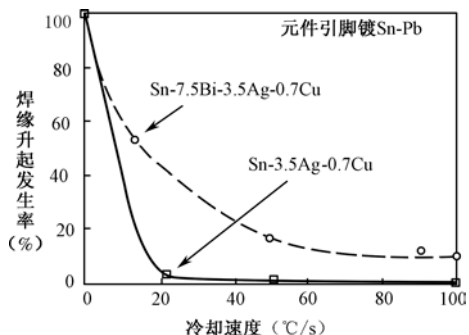


图 3.9 波峰焊缘升起与冷却速度的关系

## 6. 氧化物分离系统

无铅钎料合金中的 Sn 含量比在 Sn-Pb 合金中更高，无铅焊接温度也比有铅焊接的温度更高。较高的温度将造成更多的氧化和更多的钎料渣。

钎料渣的数量可以采取减少。在某些波峰焊接机上装有一种轴向密封装置，可以消除在泵轴周围形成的钎料渣，如图 3.10 所示。

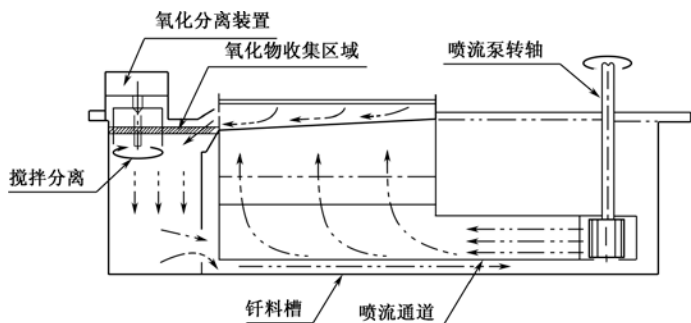


图 3.10 氧化物分离系统

其他钎料渣是在波峰上形成的，可通过减小波的下落高度，即波峰喷嘴的顶部至钎料液面的距离（扬程），来减少氧化渣的数量。

## 7. 热风刀（HAK）的应用

随着器件引线的间距从 1.27mm 减小到 SOIC 封装或 QFP 封装的 0.635mm，现在又出现了引脚间距小于 0.635mm 的 IC，如带状电缆的 IDC 接头端子。在输入/输出接插件中，大量采用的三排接线端子也给焊接增加了难度。尤其当插头、插座位于钎料波峰的入口或出口处，该处的波峰形状最差，焊接质量难以保证。热风刀（HAK）的应用可避免焊接桥连。当然凭心而论，许多焊接设备不用 HAK 也可以获得令人满意的焊接质量，那是因为训练有素的员工具有较好的处理水平和设计能力。热风刀可以解决 PCB 装配中时常会遇到的一些困难。假如不采用先进的细间距技术，并且缺陷率能稳定在小于  $100 \times 10^{-6}$  时，也可不用 HAK。影响热风刀性能的参数主要有以下几项：

- 与 PCB 底部的距离；
- 热风刀角度；
- 热风的温度；
- 热风的压力。

目前世界上存在着下述两种类型的热风刀结构。

### (1) Hollis 模式

Hollis 模式是一种横向直线式断桥连技术。在 20 世纪 80 年代初,美国 Motorola 公司系统地研究了钎料和焊点的固有特性,提出了一种在波峰焊接中去桥连和虚焊焊点的曝露技术、Hollis 公司根据上述原理研制出热风刀系统,并获得了专利,这就是所谓的 Hollis 模式。

① 结构和布局。Hollis 热风刀的结构如图 3.11、图 3.12 所示。

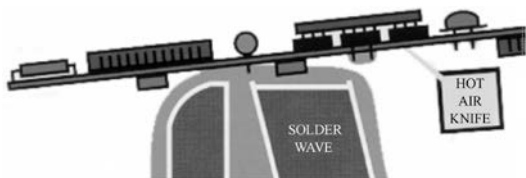


图 3.11 H ollis 热风刀布局



图 3.12 H ollis 热风刀结构

② 断桥机理。Motorola 公司的研究员 Wendell Hutchinson 经过研究试验,总结的结论是:焊点上的黏附力可以达到液体钎料间凝聚性连接力的 114 倍。显然,过量的凝聚性连接的钎料(桥连)可以轻易地从样品上除去,而牢固地直接黏附在焊盘和元器件引脚上的钎料却具有强大的附着力和表面能,不能轻易地去除。桥连就是纯粹靠钎料间的凝聚力连接起来的过量钎料形成的结果,如图 3.13、图 3.14 所示。

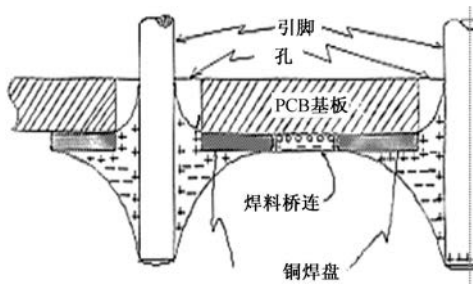


图 3.13 一个桥连点的结构模型

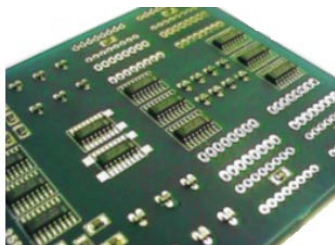


图 3.14 经过 HAK 作用后的 PCB 面

### ③ 性能分析。

- 适应于通孔插装和表面贴装元器件;
- 无须程序编程;
- 作用于整个 PCB 宽度;
- 无须机械驱动,结构简单。

### (2) Soltec 模式

Soltec 模式属于一种选择性断桥连技术。

① 结构与布局。Soltec 热风刀的布局 and 结构,分别如图 3.15、图 3.16 所示。

### ② 特性分析。

- 必须选择在不良区域,程序编程工作量大;
- 重复经过不良位置;
- 需要机械装置移动热风刀。

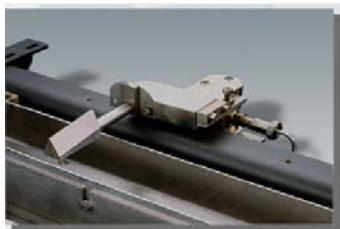


图 3.15 Soltec 热风刀布局

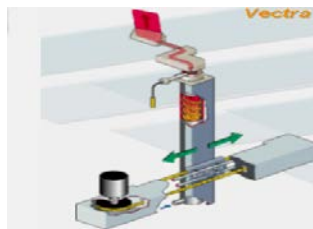


图 3.16 Soltec 热风刀结构

## 8. 波峰高度闭环控制

按照国际上对波峰焊接作用机理的最新研究与试验成果,影响波峰焊接效果的关键因素在于 PCB 与钎料波峰之间的互动。为了改善 PCB 与钎料波峰的互动能力,增加波峰高度闭环控制功能后,即可实现波峰焊接过程的数模自控化。这为进一步确保焊点的高质量、消除人为因素的干扰和影响,提供了有力的保证。

## 9. 预热温度的闭环控制

预热温度的闭环控制,是实现预热工艺参数的最优化、应用效果的可复制性等的有效手段和前提。

## 10. 氮气保护波峰焊接

无铅钎料与 Sn-37Pb 相比,焊接中产生的氧化物较多,润湿性比较差,在波峰焊接时尤为明显。

在波峰焊接中,不论是何种成分的无铅合金,在  $N_2$  保护中进行焊接,钎料氧化现象都将得到明显的抑制,氧化渣的形成量比在空气中可减少约 20 倍,最大润湿力和零交时间均优于空气中。在  $N_2$  保护下实施焊接,其焊接温度比在空气中可以降低  $20^{\circ}\text{C}$  左右。

一台波峰焊接设备应同时具备在空气或  $N_2$  中运行的能力。基于成本的理由,一般产品可不采用  $N_2$  保护。但是,对于诸如高密度组装的复杂设计,就应视情况适时转向具备  $N_2$  保护的能力。

# 3.2.2 无铅波峰焊接设备技术的新发展

## 1. 钎料波峰动力技术的进步——液态金属电磁泵技术的应用

以 Fry's Metal 的发明为基础的机械泵式波峰焊接设备,历史悠久,但结构复杂、旋转零件多、机件极易磨损、可靠性低、维修困难。由于机械泵的强烈搅拌作用,处于高温熔融状态下的钎料氧化得厉害。钎料槽容积大、浸没在钎料槽内的旋转零件多、钎料受其他金属杂质污染的可能性大、钎料槽中的钎料需定期更新、资源浪费大、使用成本高……这些都是长期困扰人们的技术难题。

感应式液态金属电磁泵波峰焊接设备与机械泵和传导式液态金属电磁泵波峰焊接设备相比,无磨损结构件、寿命长、易维修、功耗小、钎料氧化少、节省资源、环保性能好。

将液态金属电磁泵正式应用于波峰焊接设备中始于 20 世纪 70 年代。瑞士、法国是率先研究传导式液态金属电磁泵波峰焊接技术的国家。日本在研发三相感应式液态金属电磁泵波峰焊

接技术方面也取得了明显的进步。其代表性机型是日本 Tamura 公司推出的“FLIP”三相平面线性吸入泵系统。它不使用轴承、传送带等可动零件，无须定期更换零件。同传统的旋转推动方式钎料槽相比，FLIP 系统在改善波峰稳定性、缩小体积、提高可靠性等方面都有明显的改善，其结构如图 3.17 所示。

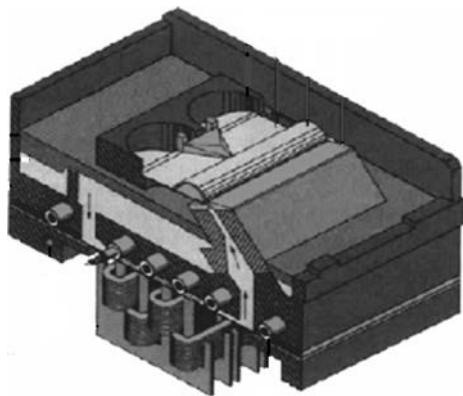


图 3.17 三相电磁泵钎料波峰发生器结构模型

同期，日本电热计器株式会社也推出了型号为 ELG-350 的可用于无铅焊接的新型电磁泵波峰焊接系统，其技术原理和结构模型分别如图 3.18 和图 3.19 所示。

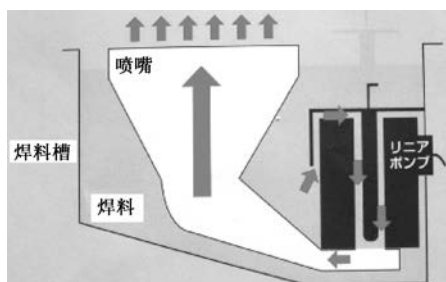


图 3.18 原理图模型

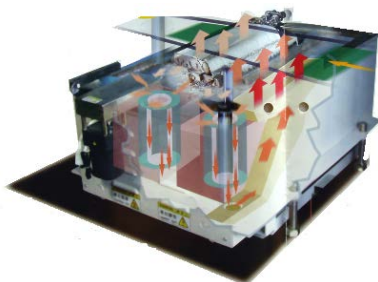


图 3.19 结构模型

20 世纪 80 年代末，我国在研发单相感应式液态金属电磁泵波峰焊接技术方面也获得成功。其原理模型和双波峰结构图分别如图 3.20、图 3.21 所示。

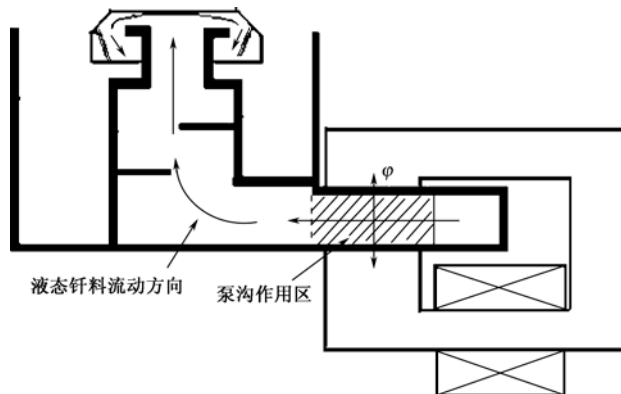


图 3.20 单相感应式液态金属电磁泵原理模型

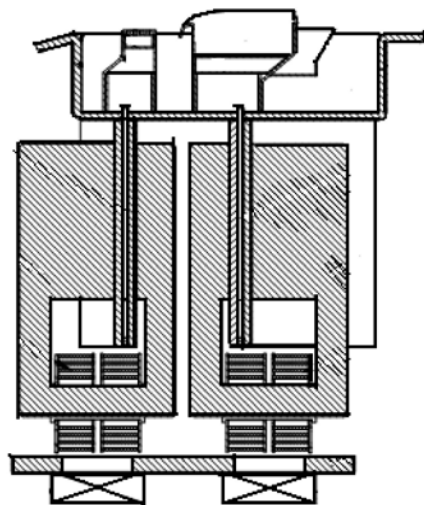


图 3.21 双波峰结构模式

该技术与当前国外现有技术相比，具有原理新颖、结构简单、加工制造容易、不磨损、维修方便、可靠性高、节能减排，波峰平稳、钎料氧化轻微、环保性能好等优点。

## 2. 钎料波峰稳定技术的创新——导电流体磁稳流技术的应用

在电磁泵磁场作用区，一般情况下，由于流体的内聚力和附着力的综合作用，流过管道内时流体的速度分布如图 3.22 所示，沿管道中心流速最大，紧靠管壁处速度为零，速度的均匀性非常差。

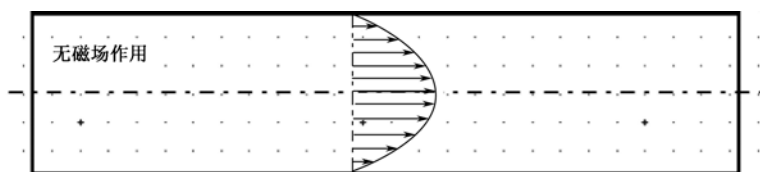


图 3.22 流管内流速分布

当在矩形流管中加入一磁场后，情况就起了明显的变化。由于切割磁力线运动的导线，要受到磁场的阻尼作用，且速度越大受到的磁场阻尼力就越大，速度越小阻尼力也越小，这就使得流管内流速分布变得非常均匀，如图 3.23 所示。

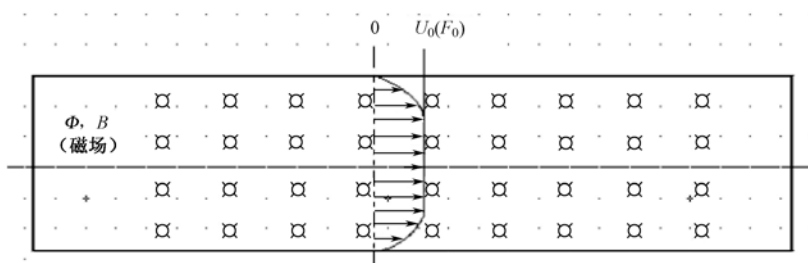


图 3.23 有磁场作用的流管内流速分布

单相感应式液态金属电磁泵波峰高度的调节非常简便，只需一个调压模块便可实施手动开



环或自动闭环控制。由于采用了导电流体磁稳流技术，对电网电压波动造成的对波峰高度稳定性的影响，具有 100% 的自适应（自学习）调控能力。其自适用调节过程描述如下。

(1) 参数设定

- 根据工艺要求，设定基准状态所要求的波峰高度为  $H_0 \pm 10\%$ ;
- 对应泵的励磁电压为  $U_0$ （如 220V）;
- 磁通为  $\Phi_0$ ；推力为  $F_0$ ；磁阻尼力为  $f_0$ ;
- 流体速度为  $V_0$ 。

(2) 电网电压波动时（ $U_0 \pm \Delta U$ ），励磁电压（ $E$ ）和波速（ $V$ ）的自动稳定过程

① 当  $U_0 \rightarrow U_0 + \Delta U$ （电网电压升高）时

- 参数的变化趋势为

$$E \rightarrow U_0 + \Delta U; \Phi \rightarrow \Phi_0 + \Delta \Phi; F \rightarrow F_0 + \Delta F; V \rightarrow V_0 + \Delta V_F。$$

- 感应电动势的作用趋势：由于  $V$  和  $\Phi$  的增大，单位时间流体切割的磁力线多了，感应电动势的方向与电网电压方向相反，且为  $-\Delta u$ ，故有

$$E \rightarrow U_0 + \Delta U - \Delta u; \Phi \rightarrow \Phi_0 + \Delta \Phi - \Delta \phi; F \rightarrow F_0 + \Delta F - \Delta f; V \rightarrow V_0 + \Delta V_F - \Delta v$$

$$\because |\Delta U| \approx |\Delta u|; |\Delta \Phi| \approx |\Delta \phi|; |\Delta F| \approx |\Delta f|; |\Delta V_F| \approx |\Delta v|。$$

$$\therefore E \rightarrow U_0; \Phi \rightarrow \Phi_0; F \rightarrow F_0; V \rightarrow V_0。$$

从而实现自动抵消电网电压向上波动时对波峰高度稳定性造成的影响，达到自动稳定波峰的目的，如图 3.24 所示。

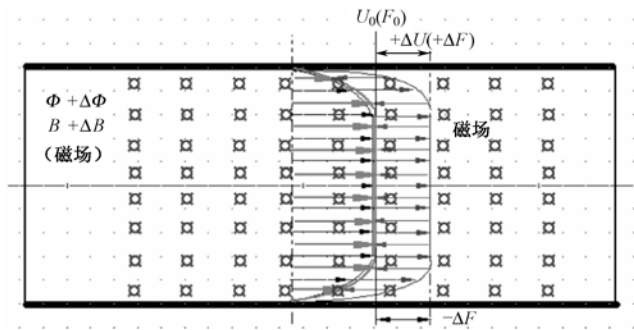


图 3.24 磁阻尼作用对流管内流速的稳定作用（一）

② 当  $U_0 \rightarrow U_0 - \Delta U$ （电网电压跌落）时

- 参数的变化趋势为

$$E \rightarrow U_0 - \Delta U; \Phi \rightarrow \Phi_0 - \Delta \Phi; F \rightarrow F_0 - \Delta F; V \rightarrow V_0 - \Delta V_F。$$

- 感应电动势的作用趋势：由于  $V$  和  $\Phi$  的减小，感应电动势的方向与电网电压方向相同，且为  $+\Delta u$ ，故

$$E \rightarrow U_0 - \Delta U + \Delta u; \Phi \rightarrow \Phi_0 - \Delta \Phi + \Delta \phi; F \rightarrow F_0 - \Delta F + \Delta f; V \rightarrow V_0 - \Delta V_F + \Delta v$$

$$\because |\Delta U| \approx |\Delta u|; |\Delta \Phi| \approx |\Delta \phi|; |\Delta F| \approx |\Delta f|; |\Delta V_F| \approx |\Delta v|。$$

$$\therefore E \rightarrow U_0; \Phi \rightarrow \Phi_0; F \rightarrow F_0; V \rightarrow V_0。$$

从而实现自动抵消电网电压向下波动时对波峰高度造成的影响，达到自动稳定波峰的目的，如图 3.25 所示。



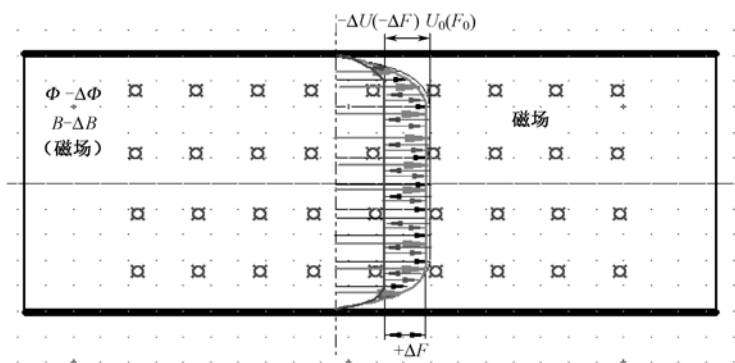


图 3.25 磁阻尼作用对管内流速的稳定作用 (二)

实际的稳流效果, 如图 3.26 所示。



图 3.26 稳流实际效果

### 3.3 无铅波峰焊接工艺过程控制

#### 3.3.1 传统波峰焊接工艺过程控制理论的局限性

在实践中经常发现在两台不同的波峰焊机上运行同一套焊接参数, 即设定成相同的泵的速度、传送带速度、传送带角度、钎料波峰高度、预热与焊接温度, 使用相同的助焊剂、相同的维护计划, 显示相同的温度曲线, 然而得到的却是两个很不相同的质量表现。为什么不同的波峰焊机会有不同的结果? 人们常常只能接受“不同的波峰焊机有不同的个性”的说法, 有时也有人责怪操作员。

上述问题出现的根源, 就在于以前创立的波峰焊接工艺过程控制理论存在缺陷。这种建立在彼此孤立的工艺过程参数上的控制理论, 不能准确地描述波峰焊接过程中的内在规律, 更不能反映出设备本身固有的属性。建立在上述控制理论基础上的波峰焊接工艺规范, 也不能反映出波峰焊接过程中所关联的全部物理、化学和冶金反应的本质。

#### 3.3.2 新的波峰焊接工艺过程控制理论要点

经过研究和实践, 归纳出的新的波峰焊接工艺过程控制理论有以下两个核心要点。

(1) 波峰焊接工艺过程控制, 必须建立在 PCB 与钎料波相互作用为中心的事实依据上。只有这样才能准确地描述波峰焊接过程中的互动规律。

(2) 波峰焊接参数是由机器参数、工艺设定参数和过程记录参数组成的。

### 3.3.3 波峰焊接机器参数

机器参数是波峰焊接设备固有的属性，它基本上取决于设备的设计状态，如图 3.27 所示。

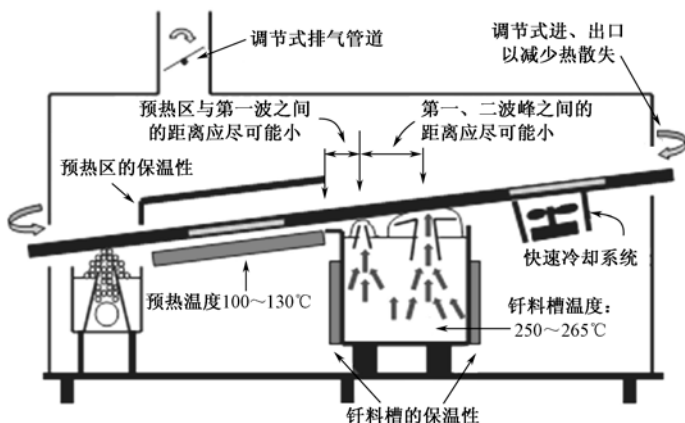


图 3.27 机器参数示例

#### 1. 机器参数与 PCB 之间的互动作用描述

波峰焊接工艺过程控制涉及直接测量 PCB 在波峰上实际经历的时间和浸入的深度。波峰焊机永远不能保证可重复性。PCB 看不到传送带速度，但能感受到在波峰中的驻留时间。同样，PCB 不知道泵的速度，但能感受到在波峰中浸入的深度。此外，机器参数并不反映波峰焊机的可变化性。因此，机器参数必须关注 PCB 与波峰的相互作用。

我们没有必要过于责怪波峰焊接装置、助焊剂或操作人员，因为实际的挑战是波峰焊接工艺过程本身。波峰焊机不能测量 PCB 与波的相互作用，好的设备不是用于补偿一个不受控的工艺。

要理解的另一个重要方面是工艺窗口。所有波峰焊机有自己的数据变化和可重复性的正常范围。这个范围只有当机器参数保持在某一状态时，通过对驻留时间和浸入深度的直接测量才能确定。理解波峰焊机对驻留时间、浸入深度和平行度的工艺窗口，将帮助我们优化每一种 PCB 的波峰焊接工艺。

#### 2. 机器参数的定义和测量

##### (1) 钎料波峰动力学特性

好的钎料波峰动力学特性，主要体现在下述两方面。

① 较佳的钎料槽容积。钎料槽容积的设计既不是越大越好，也不是越小越好。对某一特定泵的具体结构和钎料波形都存在着一个最佳的容积。钎料槽在最佳容积下工作，不仅节电、省料，而且不易使杂质金属在钎料槽中积累。

② 好的流体特性。好的流体特性是指钎料槽内液态金属流体流态平稳，液面不存在旋涡和翻滚现象，流体的流态能一直保持在稳定的状态下运行。

##### (2) 热工特性

工作中波峰钎料温度跌落小，能确保焊接过程中波峰钎料提供足够的热量，使钎料槽内温度分布均匀且平稳，在喷流过程中温度无明显跌落。

### (3) 钎料波形

上面已介绍到,不同的机型运行完全相同工艺参数,却往往得到完全不同的焊接质量效果。这是由波峰焊接设备的不同“个性”所造成的结果。它首先体现在钎料波峰形状的差异上,不同的波峰焊接设备产生的钎料波峰形状是不同的。即使是同一个设计,加工制造的精细化程度也是有差异的,这导致形成的钎料波形的流体动力特性和热量传递能力也是不尽相同的。

图 3.28 所示为钎料波峰形状、浸入深度对波峰阔度的影响。

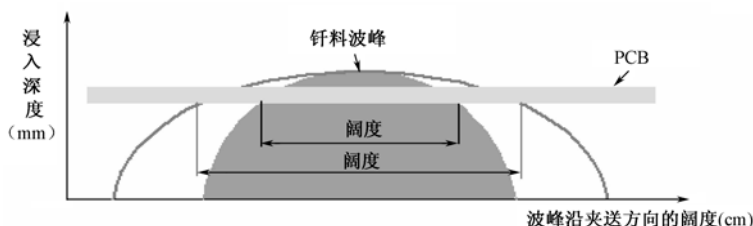


图 3.28 钎料波峰形状、浸入深度对波峰阔度的影响

一个较宽的钎料波就意味着有较长的接触时间,当浸入深度保持相同时,它就有较长的驻留时间。

一些公司经过长期的实践积累,将获得的应用成果与简单的控制程序相结合,优化其 PCB 在波峰焊接中的驻留时间和浸入深度,从而获得波峰焊接工艺的真正可重现性。这对于想要迅速降低成本和确保波峰焊接质量的工厂来说,无疑是值得借鉴的。

### (4) PCB 与钎料波峰间的平行度

PCB 与钎料波峰面的平行度反映了钎料波峰的平整度。平整度好的,焊接过程中和 PCB 之间就有相当好的平行度,如图 3.29 所示。



图 3.29 波峰面平整度优良

若波峰面平整度不好,如图 3.30 所示,就必然造成 PCB 下表面浸入波峰钎料中的深浅不一样,造成局部拉尖、钎料瘤、桥连、热量供给不均匀等缺陷。



图 3.30 波峰面平整度差

若钎料波峰沿宽度方向（垂直于夹送方向）的波面呈弓形（两边低中间高），如图 3.31 所示,在这样的状况下进行波峰焊接,导致的后果是:

- 沿 PCB 宽度方向浸入的深度不相等,导致 PCB 从钎料波峰脱离时,在剥离区内产生钎料横向流动而形成桥连。

- PCB 的两边缘因未接触钎料波峰的部位将发生局部漏焊，而中间部浸入太深还将导致钎料漫溢到 PCB 的上表面。



图 3.31 弓形波峰面与 PCB 的互相作用

对 PCB 与钎料波峰面平行度的测量，通常都是用带刻度的石英玻璃平板（以下简称平板）来进行的。方法是將平板装夹于夹送系统中并运行至钎料波峰上，在平板上将显示浸入和脱离波峰的两条线，分别称为“浸入线”和“脱离线”，如图 3.32 所示。

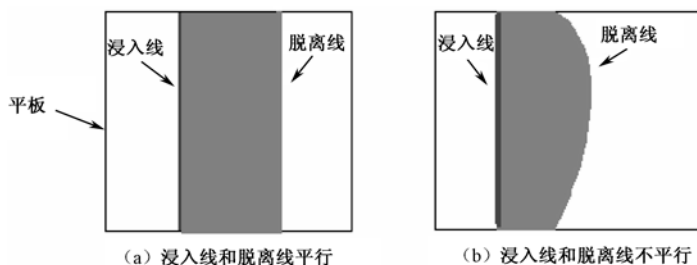


图 3.32 波峰平整度的测量

图 3.32 (a) 中平板显示的脱离线呈直线且与浸入线平行，表明钎料波峰面非常平整；而图 3.32 (b) 中脱离线呈曲线形态且与浸入线之间不成平行线关系，表明该波峰面平整性很差。使用这样的波峰进行焊接，缺陷必然很多。

#### (5) 波峰阔度

波峰阔度定义为波峰焊接时 PCB 沿夹送方向，在保持规定的浸入深度的情况下，PCB 浸入波峰中的长度，如图 3.33 所示。采用“波峰阔度”这个名称就是为了与波峰宽度（垂直于夹送方向）相区别。波峰阔度有时也称为接触长度，即一个焊接点在波峰中移动的距离。

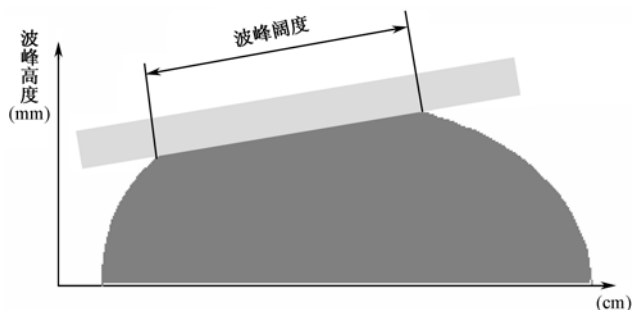


图 3.33 波峰阔度的定义

波峰阔度的测量方法与波峰面平整度的方法相同，通过石英玻璃板上的刻度可直接读出阔度值，如图 3.34 所示。

#### (6) 浸入深度

浸入深度是指 PCB 在经过钎料波峰时浸入钎料波峰内的深度，最好的波峰焊接机具有对波峰高度递增量（0.25~0.50mm）的控制变化能力。

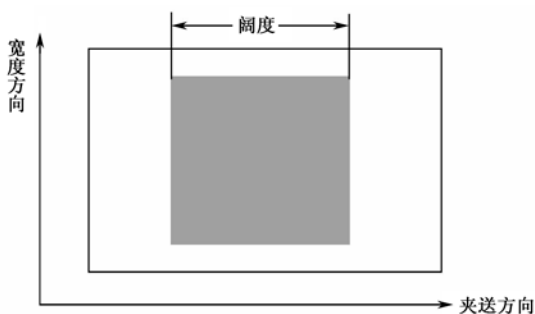


图 3.34 波峰阔度的测量

这个参数的测量通常都是在生产现场通过观察其浸入深度约占 PCB 厚度的百分比来粗略估计，如图 3.35 所示。

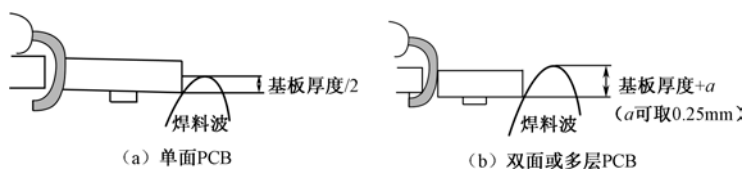


图 3.35 浸入深度

### (7) 驻留时间

驻留时间是指在波峰焊接过程中，一个引脚在钎料波峰中所经历的时间，也称为焊接时间。设计完善的波峰焊接设备具有以 0.10s 的递增量控制的能力。

图 3.36 所示为浸入深度与阔度（接触长度）的相互关系，即浸入深度直接决定阔度，而阔度又直接影响驻留时间，因此驻留时间通常可以按下式计算出来：

$$\text{驻留时间} = \text{波峰阔度} \div \text{传送带速度}$$

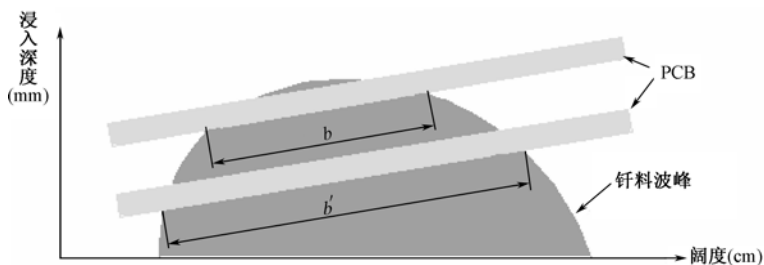


图 3.36 浸入深度对阔度的影响

显然传送带速度的设定将不能单独控制 PCB 在钎料波峰上的驻留时间，为此还必须精确测量与控制浸入深度。

## 3.3.4 无铅波峰焊接工艺设定参数及其优化

工艺设定参数是针对特定的钎料合金、PCB 类型等的工艺要求，在生产现场对设备进行设定的参数。它包括焊接温度、驻留时间（传送带速度）、浸入深度和预热温度。

### 1. 焊接温度的选择及优化

无铅钎料波峰焊接的温度选择，是克服无铅钎料润湿性不足的重要手段。按照钎料在波峰

焊接时最佳的润湿温度范围通常比钎料的熔点高 50℃ 左右的选用原则,那么在空气环境中,为获得最好的润湿性,常用的无铅钎料合金推荐的最佳焊接温度见表 3.3。

表 3.3 常用的无铅钎料合金推荐的焊接温度

钎料合金	熔化温度范围 (°C)	钎料槽设定温度窗口 (°C)
Sn-0.7Cu	227	270~280
Sn-0.7Cu (Ni)	227	270~280
Sn-0.5Cu (Co)	227	270~280
Sb-3.0Ag-0.5Cu	217	260~270

Al Sc hneider 针对低固免洗助焊剂、Sn-37Pb 和无铅钎料 Sn-3.5Ag、Sn-0.7Cu、Sn-4.0Ag-0.5Cu、Sn-2.5Ag-1.0Bi-0.5Cu、Sn-2.5Ag-0.5Sb-0.8Cu 等条件,按照 IPC/J-STD-002、003 的规定,进行了最佳波峰焊接温度试验,其结果分别如图 3.37、图 3.38 所示。

由图 3.37 所示可知,对无铅合金来说湿润时间是随温度的增加而减少的,直到达到 271℃ 时,湿润时间才趋于平稳或随着温度的继续升高而稍微增加。

与润湿时间相反,湿润力随着温度的上升而增加,当温度增加到 271℃ 时,润湿力趋于平稳或随着温度的继续升高而稍微减少。

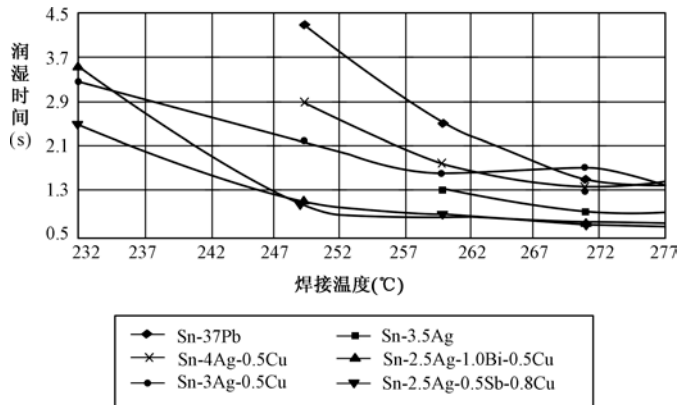


图 3.37 洁净的 Cu 表面的润湿时间

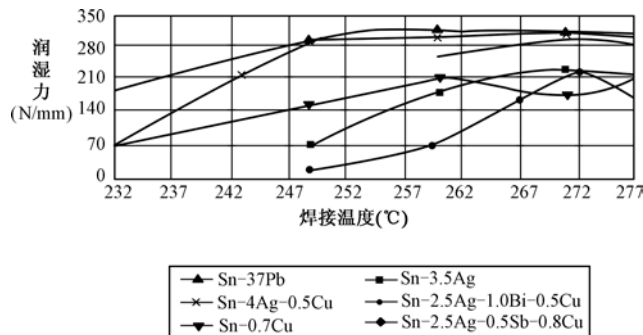


图 3.38 洁净的 Cu 表面的润湿力

湿润平衡试验表明,当使用一种低固、免洗松香型助焊剂时,对于所评估的无铅合金,271℃ 是一个适当的焊接温度。此时 Sn-Ag、Sn-Cu 和 Sn-Ag-Cu 合金一般产生最短的湿润时间和最大的湿润力。对各种无铅合金与焊接温度的适合性,必须在实际的波峰焊接工艺评估中予

以确认。

271℃是基于润湿时间和润湿力的试验而得到的数值。焊接温度高些，对通孔渗透有利；但是在实际的波峰焊接中，还必须充分考虑元器件和 PCB 的耐热能力。

由图 3.38 所示可知，Sn-Cu 合金要求最低温度为 260℃，以获得正向的湿润力；四元合金要求最低温度为 249℃，以获得正向湿润；而 Sn-Ag 和 Sn-Ag-Cu 合金在最低温度为 232℃即可获得正向湿润，和 Sn-Pb 钎料一样。

近年来在波峰焊接中，Sn-0.7Cu (Ni) 和 Sn-0.5Cu (Co) 大有取代 Sn-0.7Cu 和 Sn-3Ag-0.5Cu 之势。以 Sn-0.7Cu (Ni) 和 Sn-Ag-Cu 为例，只要比较一下表 3.4 所示的两者的应用性能，就可以看出这种趋势是必然的。

表 3.4 Sn-Ag-Cu 合金和 Sn-0.7Cu (Ni) 合金应用性能比较

Sn-Ag-Cu	Sn-0.7Cu (Ni)
<ul style="list-style-type: none"> <li>• 由于含有银，因此价钱较高</li> <li>• 可用于 SMT 和波峰焊</li> <li>• 焊点表面较粗糙，且会产生较多的裂缝</li> <li>• 比 Sn-Cu (Ni) 合金更快润湿，因此可以缩短停留时间</li> <li>• 在电镀通孔中形成的气泡比 Sn-Cu (Ni) 合金多</li> <li>• 铜的溶解速度较高</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• 不含银，因此价钱较低</li> <li>• 在 Sn-Cu 钎料中加入少量的 Ni 可增加流动性和延伸性</li> <li>• 比较不容易出现桥连</li> <li>• 润湿较慢</li> <li>• 结晶颗粒较小，焊点光亮</li> <li>• 在电镀通孔中的气泡较少</li> <li>• 减少铜的溶解，易于控制</li> <li>• 能与 Sn-Ag-Cu 合金可靠混用</li> </ul>

对电镀通孔 (PTH) 来说，Sn-Ag-Cu 合金比 Sn-Cu (Ni) 合金更容易形成气泡，如图 3.39 所示。用 Sn-Ag-Cu 合金和 Sn-Cu (Ni) 合金焊接的 ENIG Ni/Au PCB 上，用 Sn-Cu (Ni) 钎料合金焊接的焊点，气泡和表面裂缝均较少，焊点光滑，看上去和 Sn-Pb 合金相似。另一个选择 Sn-Cu (Ni) 合金来代替 Sn-Ag-Cu 合金的原因，是因为 Sn-Cu (Ni) 合金的表面张力较小，桥连较少。

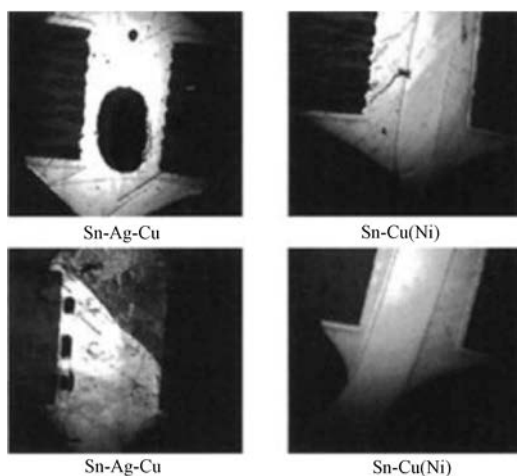
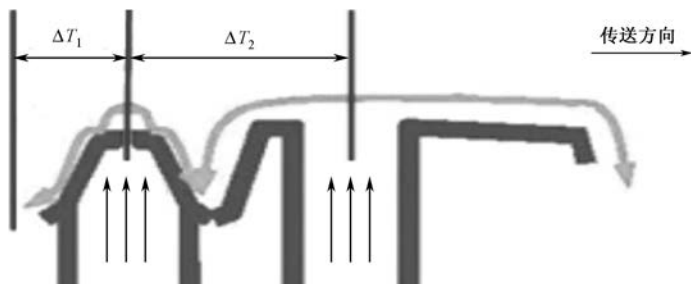


图 3.39 Sn-Ag-Cu 与 Sn-Cu (Ni) 气孔的比较

无铅波峰焊的钎料槽中钎料温度高达 260~270℃，由于无铅钎料浸润性差，工艺窗口小，为了减小焊接时 PCB 表面的温差，要求钎料槽温度尽可能均匀， $\Delta T \leq \pm 1^\circ\text{C}$ ，如图 3.40 所示。

图 3.40  $\Delta T$  定义

## 2. 驻留时间的选择及优化

PCB 和钎料波峰的驻留时间是通过传送速度和浸入深度体现出来的。较长的驻留时间对改善钎料的润湿性、PTH 通孔的渗透率和减少桥连现象都很有利。但其潜在的危害是对元器件、PCB 材料和助焊剂的活性物质有不利影响。如果助焊剂活性系统能足够忍受较高的温度，那么较长的驻留时间可能是有益的。通常推荐接触时间为 3~5s。

驻留时间的优化及可重现性对焊接过程是极为重要的。为了实现这个目的，应尽量获取从波峰焊机出来时的即时数据，并提供浸入深度的直接测量结果。进行优化的步骤如下：

- (1) 测量与建立平行度；
- (2) 测量现时板的驻留时间；
- (3) 测量现时板的浸入深度；
- (4) 评估板的质量，得出实际的缺陷率 ( $\times 10^{-6}$ )；
- (5) 对步骤 (1) ~ (3) 每班应进行两次，而步骤 (4) 应在每一班次结束时完成。

在进行 PCB 组装之前，如果测量显示不平行或驻留时间和浸入深度发生变化，应及时对波峰焊机做出调整，以确保所期望的 PCB 与波的相互作用，从而实现 PCB 质量的可重现性。在每班结束时，应记录缺陷率。

## 3. 浸入深度的测量及优化

改变浸入深度会改变和钎料波峰的接触长度和驻留时间，这使得浸入深度的直接准确测量成为关键。泵速产生波峰高度，它会随着钎料槽中钎料的消耗而变低。而 PCB 的实际浸入深度取决于钎料槽的高度、PCB 在传送带指爪上的夹持状态、传送带角度以及是否使用托架等因素的共同影响。

控制浸入深度，测量并保持其不变，这只是第一步。更重要的是确定在这个浸入高度上，PCB 的焊接质量是最佳的。归纳起来可以得出以下结论。

- (1) 控制浸入深度是关键，因为浸入深度的变化意味着接触长度的变化，其结果是导致驻留时间不受控制。
- (2) 当决定波峰焊接工作状态时，需要对不相同的 PCB 逐个进行评估。对 PCB 实际经历的过程进行直接测量与管理是很关键的。如果对所有的 PCB 均使用相同的参数，将不可能都获得最佳的波峰焊接效果。
- (3) 优化是指基于对 PCB 上实际缺陷的统计数据而做出的动态调整过程。只记录机器的设定值或 PCB 与波的静态数据将不会产生所希望的全部结果。



## 4. 助焊剂和预热温度

### (1) 助焊剂

与常规应用相比,无铅波峰焊接工艺中助焊剂所起的作用更为突出。正确地使用助焊剂,可以改善可焊性和减少焊接缺陷。在实施“绿色”焊接工艺时,无 VOC 的水基助焊剂比醇基助焊剂更有优势。

国外的应用经验证明,在无铅波峰焊接中,采用无 VOC 助焊剂比免洗助焊剂能显示更好的结果。由于助焊剂中的活性剂和化学物质在水中比在醇类中反应更具有化学活性,因而更有利于可焊性的改善。

无 VOC 助焊剂应用到 PCB 上的数量少了,因此 PCB 上的残留物也少了。虽然无 VOC 助焊剂价格贵些,但可焊性的提高、返工量的减少、助焊剂用量的节约等带来的成本降低,补偿了助焊剂成本的增加。

由于无铅波峰焊接工艺中焊接温度较高,使阻焊膜软化,导致钎料珠的数量随着无 VOC 助焊剂的使用而增加。但与有铅 (Sn-Pb) 工艺相比,这些钎料珠的清除要容易得多。

### (2) 助焊剂涂覆量

助焊剂用于提高被焊表面的能量水平,改善要焊接表面的可润湿性。用于焊接电子产品的助焊剂的活性范围,从腐蚀性强的有机酸→传统的松香基材料→弱有机酸的低残留物和低活性、免清洗助焊剂等。松香基助焊剂的腐蚀性,取决于卤化物的类型与含量。有些松香基材料的残留物可以残留在焊接后的 PCB 上,因为活性剂是被松香树脂包裹密封着的,对外显不出活性。松香对活性剂含量的比率,可以决定活性剂被松香包裹在其内的密封程度。目前,在波峰焊接中使用的免清洗助焊剂均属于弱有机酸配方。

当清洗装配密度高的 PCB 组装件时,从元器件之间或下面清除所有助焊剂残留物是很困难的。而低残留物助焊剂留下的残留物对电路危害的可能性则很小,但它们的可焊性必须是好的。

无铅钎料的高温和浸润性较差,要提高助焊剂的活化温度和活性,在工艺上可增加一些助焊剂涂覆量。

对于成功的波峰焊接,助焊剂涂层必须是均匀的,且厚度是受控的。助焊剂必须渗入孔内并蔓延到引脚上。使用的助焊剂量应精确控制在  $300 \sim 750 \text{mg/dm}^2$ 。

### (3) 预热的意义及影响因素

在进入波峰焊接之前必须进行预热,主要是基于下述几个理由。

- ① 提升要焊接的 PCB 表面温度,这样有助于助焊剂和 PCB 表面的反应,加快焊接速度。
- ② 减少对元器件的热冲击,当元器件暴露在突变的温度梯度下时,将导致元器件损伤。
- ③ 加快挥发性物质的挥发速度。这些挥发性物质主要来自助焊剂,但也可能来自 PCB 制造、储存和配送过程。挥发物在波峰上的出现可能引起钎料球飞溅。

控制和了解加热的速率、在波峰焊接各个阶段的温度分布和在给定温度上的时间长短,对确保良好的焊接效果来说非常关键。预热必须确保 PCB 组装件达到最适宜的温度,以激活助焊剂的活性。预热中温度的上升速率和 PCB 顶面与底面预热温度的控制范围,通常应由助焊剂供应商推荐。

对于不同的 PCB 组装件,最佳的时间-温度曲线取决于多种因素,而不仅是助焊剂的化学成分。这些因素包括 PCB 的设计、在波峰上的接触长度、钎料温度、钎料波的流速和形状。

预热时间和温度的不足将造成以下缺陷:

- PCB 上留下较多的残留物;

- 助焊剂活性不能充分被激活而造成润湿性差;
- 预热不足还将导致在波峰焊接过程中,因大量气体放出造成钎料球,以及当溶剂与钎料波峰接触时产生钎料飞溅。特别是当采用低挥发性有机化合物(VOC)水基助焊剂时,在进入钎料波峰之前,若没有提供足够的预热来蒸发水分,焊球飞溅现象尤为常见。

然而过度的预热时间和温度,又将降低助焊剂在进入钎料波峰之前的化学活性和作用效果。因为助焊剂在波峰上的出现有助于降低钎料的表面张力。如果在钎料波峰上助焊剂消失,则可能造成桥连或拉尖。

在最佳的焊接温度下,在钎料波峰上保留有适量的助焊剂,有助于 PCB 在退出钎料波峰时钎料从金属表面上剥离。这对消除桥连和拉尖现象有特殊意义。

#### (4) 预热方式和温度

在无铅波峰焊接工艺过程中,当采用水基助焊剂时,为了将水分充分挥发掉,同时针对高熔点,PCB 预热温度要相应提高,预热窗口温度范围一般为  $100\sim 130^{\circ}\text{C}$ 。为使 PCB 内外温度均匀,预热区要加长,缓慢升温。

预热无 VOC 水基助焊剂时,建议采用以下三个预热区(每个预热区长 600mm)。

① 第一个预热区宜选用中波波长红外(IR)加热单元,它能提供适当的 IR 能量和波长来激活助焊剂中的活性,避免在开始阶段使水分从材料中汽化掉。在该预热区的出口位置,要求 PCB 顶面的温度应达到  $70\sim 80^{\circ}\text{C}$  为宜。

② 第二预热区和第三预热区,可采取强制式对流(热风)加热,以便在进入钎料波峰之前,消除过多的水分,预热区终点 PCB 顶面的温度应控制在  $110\sim 130^{\circ}\text{C}$  为好,如图 3.41 所示。

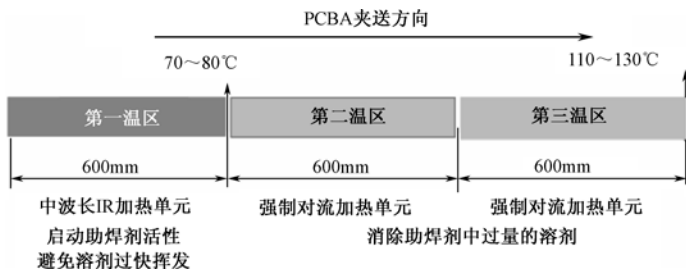


图 3.41 预热方式和温度

无铅波峰焊接的预热要求,与 PCB 的传送速度有关。当传送速度为  $1200\text{mm}/\text{min}$  时,预热区长度需达 1.8m;而当传送速度达到  $1800\text{mm}/\text{min}$  时,则预热区长度需增加到 2.4m。

### 3.3.5 波峰焊接工艺过程记录参数

在再流焊接炉内,当 PCB 加热时,出现的是化学反应。而在波峰焊接过程中,当把 PCB 送到钎料波峰上时,化学反应与温度是作用条件。因此,与再流焊接炉相比,波峰焊接机内温度的工艺窗口相对是比较宽松的。

波峰焊接工艺过程通常由三个基本的子过程组成,即喷涂助焊剂、预热、焊接。优化波峰焊接过程就意味着优化这三个子过程。机器参数是波峰焊接设备的固有属性,人们在操作过程中根据具体产品的工艺要求,可以设定这些参数。

在波峰焊接工位上,影响波峰焊接设定参数波动的因素,如设计、元器件、PCB、元器件安装操作、可焊性、助焊剂、热量和输送系统的材料和平稳性等,都应该同时达到预定的要求。

例如,当使用 Sn-37Pb 共晶合金时,在 PCB 的底面使用的钎料温度应该是均匀、连续的,通常控制在 240~270℃窗口范围内。在此窗口范围内往较低方向偏离有时是有益的,如免洗助焊剂经常以这个窗口的最低温度焊接,以确保 PCB 在钎料波峰的剥离处仍有助焊剂存在。

记录参数能直接或间接地反映机器的实时运行状态,以及与机器参数设定状态的符合程度,是机器参数设定值偏离量的动态记录和描述。其记录的内容通常包括温度坡度(最大与最小)、平均坡度、最高温度、波峰上的 $\Delta T$ 、驻留时间、接触长度、与波峰的平行度和在波峰中浸入的深度等。

波峰焊接工艺过程记录参数,最集中体现在波峰焊接的温度曲线上,如图 3.42 所示。

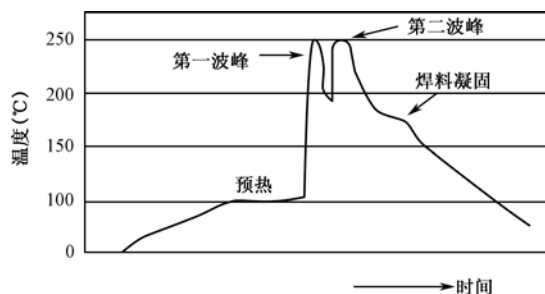


图 3.42 波峰焊接的温度曲线

## 3.4 无铅波峰焊接工艺质量控制

### 3.4.1 无铅波峰焊接工艺质量控制中应关注的问题

无铅波峰焊接的主要特点是高温、润湿性差、工艺窗口小。其质量控制难度比再流焊更大。

低成本、低缺陷率的焊接质量是设计、零件、材料、工艺、设备功能和人员技术素质等参数的函数。高度可焊性的表面不能指望可补偿差劣的设计或工艺,反之亦然。整个运行必须受控。工艺控制不是一蹴而就的,对细节的关注是关键,因为无法控制不能连续测量的物理现象。

传统观念认为波峰焊接工艺过程中最关键的是温度,因此通常选择严格的温度曲线。然而温度虽然重要,但它不能说明 PCB 与钎料波峰的相互作用。

没有 PCB 与钎料波的精确数据的波峰焊接,可能是造成连续发生缺陷的原因。例如,调节预热器温度永远不能消除由于太长驻留时间而引起的桥连,或由于浸入波峰深度太浅而引起的漏焊。最近的研究结果表明,现有的大多数波峰焊接缺陷,只能靠对 PCB 与钎料波相互作用的直接测量与精确控制来消除。

### 3.4.2 无铅波峰焊接工艺质量控制要素

无铅波峰焊接工艺质量控制要素,归纳起来有下述几方面。

(1) 波峰焊接通孔元件时,插装孔内透入的钎料高度可能达不到 75%,因此要求从 PCB 孔径比的设计、助焊剂活性与涂覆量、波峰温度、波峰高度、导轨的倾斜角度等方面综合考虑,如图 3.43 所示。

(2) 助焊剂量对通孔填充有最大的影响,因为如果没有助焊剂在孔内,钎料是很难漫流进去的。

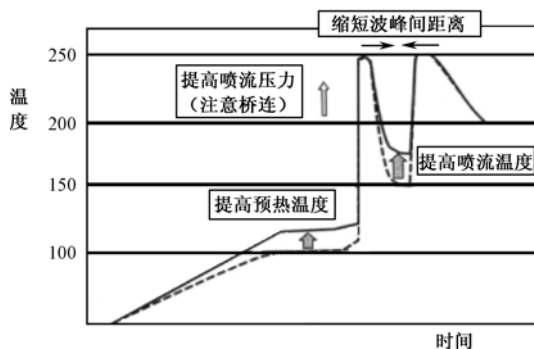


图 3.43 改善无铅波峰焊接透孔的方法

(3) 由于无铅合金的润湿特性不如 Sn-Pb 钎料的好，所以使用优良的助焊剂至关重要。此外，由于无铅焊接所需的温度较高，故要求助焊剂能够承受高达 130℃ 的预热温度，以及在 280℃ 的液态钎料温度下长达 3s。

(4) 试验显示，在桥连、助焊剂和预热设定之间的关系中，预热起主要作用。太高温度和太长时间的预热设定，可能使助焊剂中的活性物质不稳定，造成 PCB 在波峰出口处缺乏助焊剂保护而产生桥连。为了避免这种情况，预热参数的设定，不能超过助焊剂供应商所规定的 PCB 顶面的最高温度。

(5) 对 Sn-Ag-Cu 使用  $N_2$  保护是有意义的，因为它可减少氧化渣的形成，也减少了焊接的缺陷率。

(6) 无铅波峰焊接中的 Pb 是有害杂质，要经常检测钎料中 Pb 的比例，控制焊点中 Pb 含量  $<0.05\text{wt}\%$ 。

(7) 要密切关注 Sn-Cu 钎料中 Cu 的比例，若 Cu 的成分改变  $0.2\text{wt}\%$ ，则液相温度将改变多达  $6^\circ\text{C}$ 。这样的变化可能导致钎料波峰动力学及焊接质量的改变。试验表明，当装有无铅合金的钎料槽中的 Cu 杂质达到  $1.55\text{wt}\%$  时，建议更新钎料槽中的钎料。因为超过这个值，多数无铅合金活性会变低。Cu 杂质高于  $(1.9\sim 2.0)\text{wt}\%$  时，就会损坏涡轮、导流板和钎料槽。

(8) 裸铜上的 OSP 涂层将很快取代传统的热风整平 (HASL) 涂层，人们必须权衡 Pb 污染和 Cu 污染的潜在影响问题。由于无铅合金对 Cu 的溶解速率较高，引发了下述一系列的问题。

① Sn-Cu 金属间化合物不是在表面上浮动，而是渗透于无铅合金之中，并弥散于整个钎料槽中，故要求增加对钎料槽的保养维护。

② 此外，无铅合金溶解铜的速度也比 Sn-Pb 钎料快。故对 PCB 上裸露的 Cu 导体部分将造成明显的溶蚀现象，如图 3.44 所示。

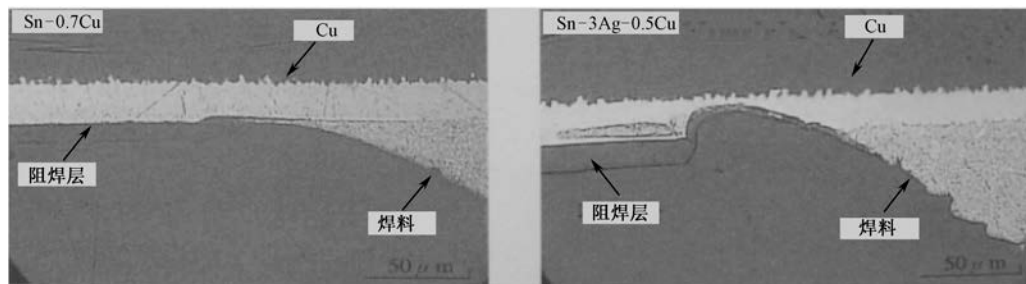


图 3.44 Cu 导线的溶蚀现象

这样,就需要经常性地更换钎料槽中的钎料,并进行彻底的清理。

### 3.5 影响无铅波峰焊接焊点质量的因素

#### 3.5.1 无铅波峰焊接的主要缺陷现象

无铅波峰焊接的主要缺陷现象,在本书的第7章中将重点讨论,此处不再介绍。

#### 3.5.2 影响无铅波峰焊接焊点质量的因素

##### 1. 与元器件相关的缺陷

(1) 当元器件引脚存在 Pb 污染或含 Bi 镀层时,会导致焊接中由于存在低熔点环节而产生缩孔。对 SMC/SMD 在波峰焊接发生二次回流时,增加了焊角翘离的风险,如图 3.45 所示。

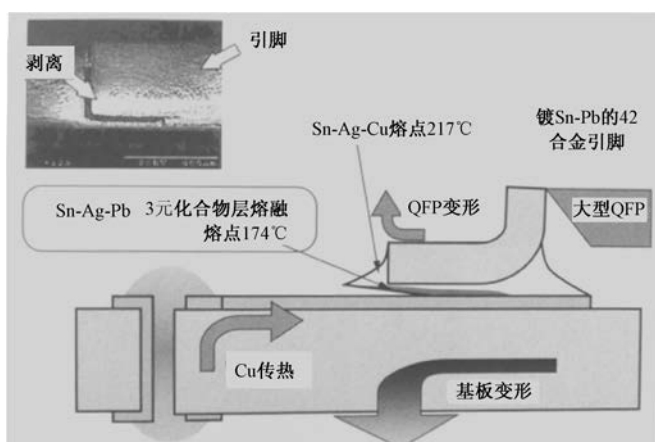


图 3.45 二次回流增加了焊角翘离的风险

(2) 低质量的元器件(含 PCB)易导致吸潮、塑料熔化或变形、PCB 基材分层等不良现象。因此,应使用符合 RoHS 所要求的元器件,因为这意味着这些元器件不仅是无铅的,而且还是耐高温的。

(3) 不完善的存储条件是另一种危害。无铅焊接的高温要求更稳定的塑料,不易吸收水汽,不易发生爆米花现象。因此,严格控制元器件的湿度敏感等级是非常重要的。

(4) 在所有无铅元器件的镀层中,纯 Sn 是批量生产中使用最多的材料,特别是在 SMD 陶瓷电容上是一种非常可靠的替代 Sn-Pb 的镀层,但需要关注其锡须和锡瘟现象。

##### 2. 与 PCB 相关的缺陷

###### (1) 表面不可焊

这意味着待焊表面已经氧化或污染,失去了可焊性。不同的 PCB 镀层有不同的失效机理。

① ENIG Ni/Au。Au 是优良的表面镀层,在无铅焊接中不会氧化或变暗,且易溶解于 Sn 中。但 Au 镀层的多孔性及 Ni/Au 层的黑盘现象会影响其可焊性。

###### ② Im-Sn。

- 在 Cu 焊盘和 Sn 层之间形成的 Sn-Cu 金属间化合物,一旦生长到达镀层的表面,就会迅速氧化而导致焊接面可焊性变差。

- 表面结构形态研究表明, Im-Sn 结构疏松而呈颗粒状。因此, 要求有适当的厚度以防止焊盘露 Cu。
- ③ Im-Ag。
  - 这是一种很薄的沉积层 (100~200nm), 因此很容易被检查工具的针脚破坏。
  - 在制造和储存过程中, 可能会由于空气中含有硫和氯化物而使其发黄。无光泽的 Ag 的硫化物层会影响可焊性。
- ④ 有机可焊性保护层 (OSP)。OSP 必须保证 Cu 表面在焊接前和焊接过程中的可焊性。

#### (2) PCB 基材质量

很多缺陷和 PCB 材料质量有关, 而 PCB 的可焊性依赖于良好的存储条件、受控的物流和合格的供应商。

### 3. 与温度相关的缺陷

很多潜在的缺陷源于更高的焊接温度。基材的层与层之间、基材和 Cu 层之间的分层以及 PCB 的变形, 就是低质量的基板材质和高温作用共同造成的典型缺陷。例如, PCB 与钎料接触时间加长, 有利于改善通孔的填孔效果; 较高的焊接温度有益于钎料的润湿。然而, 当同时具备接触时间长和焊接温度过高两个条件时, 就易导致以下几种缺陷。

#### (1) 吹气孔

由于高温使气体从板的基材中排出, 通过镀铜孔壁进入钎料并在其中产生大的空洞。

#### (2) 钎料过量

由于温度过高、表面氧化、液滴的表面张力进一步增大而导致的结果。

#### (3) Cu 的溶解

温度升高使焊盘中的 Cu 溶解速度加快。如果 Cu 层太薄, 接触时间过长就会使 Cu 完全溶解掉。

#### (4) 二次回流

如果波峰焊接过程中温度过高, 再流焊接好的 SMC/SMD 焊点会再次被熔化, 钎料可能会被吸走, 使得引脚脱离焊盘, 有时引脚和焊盘之间会保留少许连接并能通过电流, 要发现这种缺陷就更加困难。

#### (5) 芯吸效应

温度过高时焊点钎料易被吸上引脚上部, 造成焊盘钎料量不足, 如图 3.46 所示。

#### (6) 元件损坏

有些元件 (如陶瓷电容) 在钎料波中停留过久就可能碎裂。另外一种情况是元件的点胶承受不住高温而掉入钎料槽中, 如图 3.47 所示。

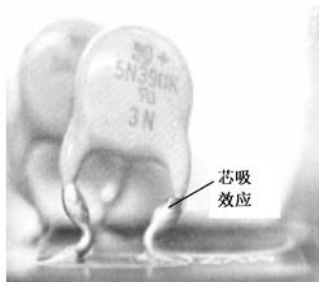


图 3.46 芯吸现象

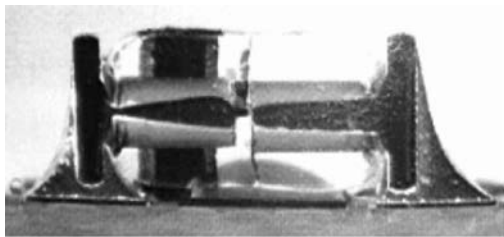


图 3.47 元件碎裂

#### (7) 钎料污染加剧

如果钎料槽的构成材料中没有足够的防护层, 不锈钢中的铁会溶解于钎料中形成  $\text{FeSn}_2$  晶体。这种晶体的熔点高达  $510^\circ\text{C}$ , 因而会集聚在钎料槽的底部。一旦被泵上波峰, 结晶体就可能留在焊点间引起桥连, 如图 3.48 所示。

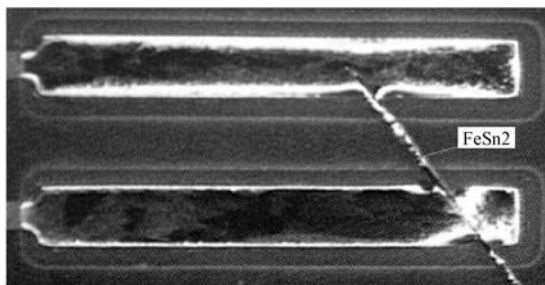


图 3.48 由  $\text{FeSn}_2$  晶体形成的桥连

### 4. 与波峰焊接相关的缺陷

(1) 由于镀 Cu 过孔和 PCB 基材不同的热膨胀率, 波峰焊接过程中会造成焊盘区域出现楔形变形。这种变形是一种动态过程, 是焊盘在焊接过程中发生的上、下位移而导致焊点裂缝的产生。

(2) 钎料中受 Pb、Bi、Cu 或其他金属的污染会影响固化过程, 特别是在钎料中混入 Pb、Bi 低熔点材料, 会造成焊点的机械应力发生变化, 使焊点钎料发生断层或裂缝, 并伴有不同的氧化层生成。

(3) 表面皱缩也是这种固化和应力导致的结果。

### 5. 与助焊剂相关的缺陷

助焊剂的活性在波峰焊接过程中起着重要作用, 应用中很多缺陷均与助焊剂的活性有关。活性强的助焊剂能去除氧化物并防止桥连。透孔率是无铅焊接中一个非常关键的指标, 沸点温度高的助焊剂可以改善通孔的透过率。

### 6. 与阻焊层有关的缺陷

(1) 更高的焊接温度会使阻焊层变得更弱, 同时钎料珠更容易黏着。

(2) 助焊剂和阻焊层之间的相互作用, 会导致 PCBA 组件底面产生残留物。这些在焊接中没有挥发的油性残留物, 由基板底面固化的增塑剂或未正常混合的阻焊剂组成。PCB 制造过程中若烘烤不充分, 就容易发生这类问题。

### 7. 氮气的影响

钎料上有氮气覆盖有助于提高润湿特性, 提高去除氧化物的能力, 从而增强钎料的透孔率。足够的助焊剂活性配合氮气的保护作用, 就可避免出现诸如拉尖等缺陷。

### 8. 工艺过程控制科学化

优良的工艺过程控制可以降低缺陷水平, 因此应尽可能运用 SPC 和 Pareto 等工艺过程控制技术, 在线检测工艺的稳定性。

## 第4章 无铅再流焊接技术

### 4.1 无铅再流焊接技术所面临的挑战

#### 4.1.1 无铅应用推动了再流焊接技术的进步

##### 1. 无铅再流焊接需要研究解决的问题

随着无铅焊接温度的提高，叠层材料、玻璃纤维和铜层间垂直方向（Z 轴向）的热膨胀系数（CTE）不匹配，将给铜层施加很大的应力，可能造成镀层导通孔的铜层开裂。这些问题的形成取决于 PCB 的层数、厚度、叠层材料、焊接加热的工艺参数、铜层的分布和通孔的尺寸形状等参数。其他问题如在焊接的高温条件下 PCB 脱层与起泡等，也需要一一解决。

无铅焊接对 PCB 基材的要求是：高  $T_g$ 、低 CTE、低价位等。事实上，根据产品的要求，在大批量生产的 PCBA 中，有些材料可与有铅焊接兼容，如 CEM3、FR-2、FR-4、无卤素与扰性 PCB 等。

在大批量生产中，还应考虑工艺设备的兼容性、工艺的可靠性、产能、各种器件引脚表面的涂覆层、再流炉的热稳定性、再流加热温度曲线（空气或氮气）的设定，以及怎样使 PCB 的温度均匀分布等。正是这些问题的研究与解决，促进了现代再流焊接技术的不断进步。

##### 2. 设备的兼容性

具有加工大尺寸的 PCB 和最小的温度梯度，是无铅焊接设备的关键要素。由于无铅焊接要求达到的最小的温度梯度，使得原先少有人问及的一些焊接方法，如气相再流焊又引起了人们的重视。在有铅工艺中用于一些温度敏感器件的局部加热方法，以及大多数返修工作台都可应用于无铅焊接中。另外，如自动光学检测（AOI）、自动射线检查（AXI）、在线测试（ICT）及 X 射线等，经重新编程与校准后也可在无铅焊接中使用。

##### 3. 质量与可靠性的兼容性

电化学可靠性是由助焊剂残余物在免清洗条件下，发生的电迁移与树枝晶的产生所决定的。不同的助焊剂系统与较高的无铅焊接温度、无铅焊接工艺等均需要对此做出评估。在热应力、机械应力载荷及动态机械载荷条件下，无铅焊接互连的机械可靠性也应继续进行研究。

在一般情况下，SAC 合金焊点的可靠性比 Sn-Pb 合金更高。但是若是尺寸非常大或 CTE 不匹配的器件与基板，在非常严格的热循环测试条件下，SAC 合金就不一定比 Sn-Pb 合金可靠。此外，加速老化的性能取决于 SAC 合金与 Sn-Pb 合金材料的应用场合。例如，在同一 PCB 上若使用不同合金（如再流焊/SAC、波峰焊/Sn-Cu），其测试的结果也是不同的。

一般来说，IPC-A-610D 标准可作为 PCBA 无铅焊接的可接受依据。而由于焊点的形貌差异，AOI 的识别条件则需要做些调整和修改，如图 4.1 所示。

无铅合金与 Sn-Pb 合金在再流焊接中的缺陷表现大致相同，但无铅焊接通常会产生更多的空洞、立碑、钎料珠、桥连和偏位等缺陷。无铅焊接要达到与 Sn-Pb 合金相同的产能，必须考



虑更多的工艺因素的影响。

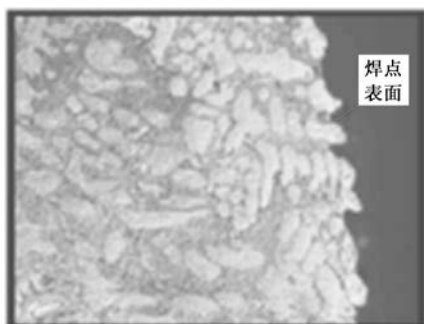


图 4.1 无铅焊接 SAC 焊点表面状态

### 4.1.2 无铅再流焊接的技术特点

下面从温度曲线的分布来看无铅再流焊接的技术特点。

#### 1. 升温区

(1) 有铅焊接从 25℃ 升到 100℃ 只需 60~90s；而无铅焊接从 25℃ 升到 110℃ 则需 100~200s，升温时间比前者延长约一倍。

(2) 当再流焊接多层、大尺寸及有大热容量元器件的复杂 PCB 时，为了使整个 PCB 温度分布均匀，减小 PCB 及大小元器件间的温差  $\Delta T$ ，无铅焊接需要缓慢升温。因而无铅焊接要求其设备有较长的升温和预热区长度。例如，有铅再流焊接一般采用的温区数为 4~7；而无铅再流焊接炉的温区数一般都增加到 8~12。

#### 2. 快速升温区（助焊剂浸润区）

(1) 有铅焊接从 150℃ 升到 183℃，可允许在 30~60s 内完成，其升温速率为 0.55~1.1℃/s；而无铅焊接从 150℃ 升到 217℃，只允许在 50~70s 内完成，其升温速率为 0.96~1.34℃/s；

(2) 无铅焊接要求升温幅度比有铅的高了 34℃，温度越高升温越困难。如果升温速率提不上去，长时间处在高温下，焊膏中助焊剂会提前结束活化反应。严重时还会使 PCB、元器件引脚和焊膏中的焊料合金粉末，在高温下重新氧化而造成焊接不良。因此，要求助焊剂浸润区有更高的升温斜率。

(3) 为了提高助焊剂浸润区的升温斜率，需要增加再流区的数目或提高加热功率。针对高温和浸润性差的特点，要求提高焊膏中助焊剂的活化温度和活性。

#### 3. 再流区

(1) 有铅再流焊接峰值温度为 210~230℃，而无铅的再流焊接峰值温度为 235~245℃，传统的 FR-4 基材的 PCB 的极限耐温为 240℃。因此，有铅再流焊接允许有 40℃ 的波动范围，工艺窗口比较宽松；而无铅再流焊接只允许有 10℃ 的波动范围，工艺窗口非常窄，如图 4.2 所示。

如果 PCB 表面情况是均匀的，那么实际工艺允许有 10℃ 的窗口。如果 PCB 表面温度偏差  $\Delta T > 10^\circ\text{C}$  时，那么 PCB 某处可能超过 FR-4 基材的极限耐温，就会损坏 PCB。而对于大热容量的复杂产品，可能需要更高的峰值温度才能焊好，此时传统的 FR-4 基材就不能满足要求了。

(2) 在实际的再流焊接中，在同一块 PCB 上，不同位置铜的分布面积不同，元器件的大小、密集程度也不同，因此 PCB 上不同位置的元器件的温度分布也将不同，如图 4.3 所示。

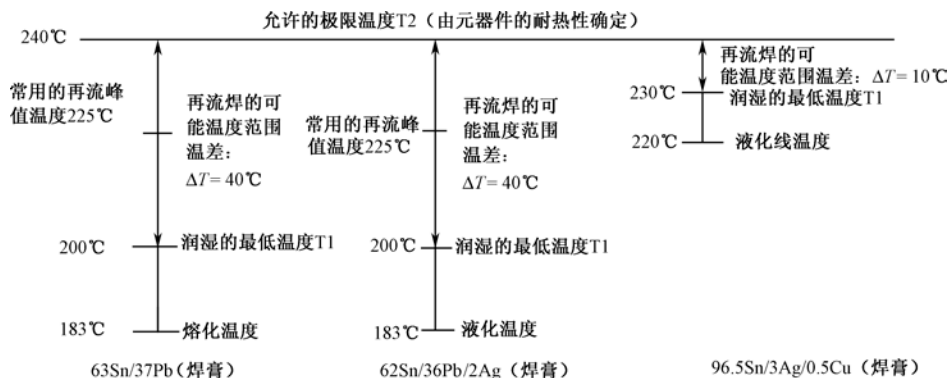


图 4.2 有铅及无铅焊料合金对常用的 FR-4 的再流焊接温度窗口

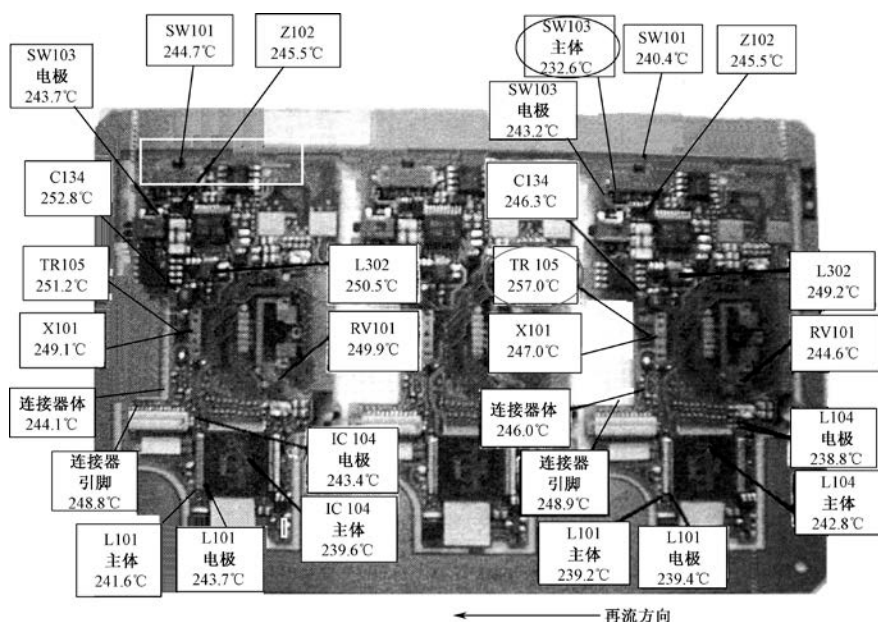


图 4.3 再流焊接中 PCB 上的温度分布

③ 再流焊接的最小峰值温度若取  $235^\circ\text{C}$ , 则最大峰值温度就受限于板面的温差、PCB 的尺寸、厚度、层数、元器件布局、Cu 的分布以及组件尺寸和热容量等。对安装有大而复杂组件 (如 CBGA、CCGA 等) 的大、厚 PCB,  $\Delta T$  可高达  $20\sim 25^\circ\text{C}$ , 如图 4.3 所示。

④ 为了减小 PCB 表面的  $\Delta T$ , 以满足极窄的无铅工艺窗口的要求, 再流焊炉的热容量和横向温差成了保证无铅焊接质量的重要因素。一般要求再流焊炉横向温差  $\Delta t < 2^\circ\text{C}$ 。

⑤ 要减小再流焊接炉横向温差  $\Delta t$ , 除了采取更好的炉体保温措施外, 还可采用对导轨加热的方法。由于导轨容易散热, 一般靠近导轨处的温度稍微低一些。鉴于无铅比有铅的完全液化温度高  $34^\circ\text{C}$ , 故要求无铅焊接设备耐高温、抗腐蚀。对大尺寸的 PCB 要求在设备的导轨中间增加支撑。

#### (4) 冷却区

由于再流区峰值温度高, 为了防止因焊点冷却凝固时间过长而造成焊点结晶颗粒过于粗大, 同时防止产生偏析, 避免枝状结晶的形成 (如图 4.4 所示), 应该加速再流焊接后的冷却速率, 故要求焊接设备增加冷却装置, 使焊点快速降温, 一般要求冷却速率为  $5\sim 6^\circ\text{C}/\text{s}$ 。



图 4.4 粗大枝状晶粒

## 4.2 无铅再流焊接设备技术及其发展

### 4.2.1 无铅再流焊接设备技术面临的挑战

对无铅再流焊接设备主体部分的技术性能，应关注下述因素。

#### 1. 热量传递效率

引入无铅材料要考虑到很多问题，但不能仅依据更高的工艺温度要求，便认为需要高温的再流炉，而更重要的应是机器传递热量到组件板上的效率。

可控强制对流热空气的获得，一直是设备设计时关注的重点。为了尽可能降低温差和电能消耗，各家都推出了一些新的设计。例如，日本千住公司推出的无铅加热器系统中，使用了其独有的 $\alpha$ 流方式，据称可以确保对大型元器件的升温不会发生异常，且可以减少电解电容、大型连接器等受损和破坏现象。该加热方式的结构模型如图 4.5 所示。

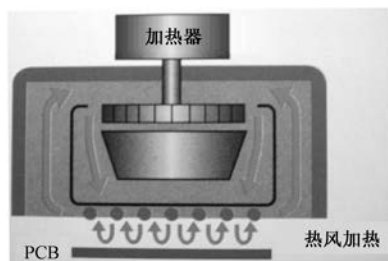


图 4.5 温风吸收循环方式

Speedline Technologies 最新发布的在 OmniExcel 再流系统中，采用了新的热量传递概念，即在再流系统中采用将产品“包裹”在均匀混合的加热气体中的方法来增强热传导的能力。一个带加热的进风口设计可允许对三个独立进风区域的气体加热和混合。中央进风口采用了带鳍状物的柱型加热单元，将热量由加热器传递到气体中。这种方法可以减少加热器的电功率，即减少了能量的消耗。这种加热设计相对传统的解决方案，最大可减少 50% 的能源消耗。

#### 2. 受控的冷却系统

产品冷却在再流焊接中和加热一样重要。过长的液态时间和极端的峰值温度会引起产品和元器件的损坏。在无铅焊接中推荐使用一个受控的冷却系统，因为当炉子具有适当的冷却能力时，液化的时间、晶粒结构和 PCB 基板出炉时的温度都可以得到控制。

同时,推荐使用一个高级的完全集成的直接空气排热系统。这个系统设计以较低的氮气消耗来提供良好的冷却。该系统通过再循环蒸馏水和丙二醇的混合物来实现冷却。这种环境友好的混合物不要求频繁地更换,如图4.6所示。

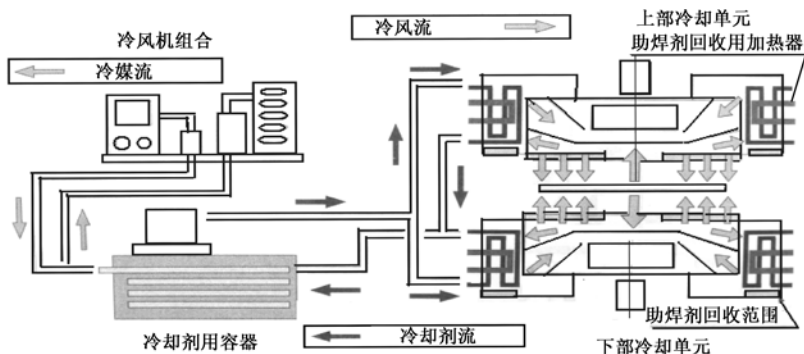


图 4.6 冷却及助焊剂回收系统

在使用氮气系统的情况下,采用气体冷却可以将热量从产品上去除,可选用水作为冷却媒介。这种采用水冷却的系统,在设计中是很容易实现,如图4.7所示。

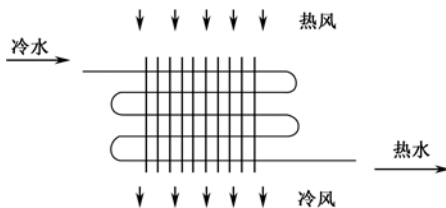


图 4.7 水冷系统

### 3. 氮气保护

氮气不仅可保护金属表面在加热过程中不被氧化,还可保证适当的助焊剂活性。实践表明,在氮气覆盖下能改进工艺。氮气也能降低助焊剂的残留物,使电路测试失败的概率降至最低。许多对无铅再流焊接的研究表明,氮气能提高焊接质量。为了尽可能降低使用成本,在使用氮气之前,应先分析炉内再流区含氧量的上、下限。根据氮气中实际能允许的氧含量值,在采用氮气之前,应先权衡使用氮气的成本和使用氮气带来的收益。

在再流环境中,氮气提供了下述几种作用。

(1) 氮气的使用可保护多次通过再流焊的 PCB 表面,防止焊盘和引脚的氧化,以获得更好的引脚焊料爬升和产生光亮的焊点。

(2) 对氧化过程而言,无铅焊接的更高温度扮演了一个催化剂的角色。氮气将会有效地抑制氧化。

(3) 氮气可以提供更宽的工艺窗口。改善钎料合金对焊点的润湿性。

(4) 在考虑加热系统时,重点应关注气流的平衡性和热量传递的有效性。最好选择配置带有空气和惰性气体的再流系统。在加热区内平衡的气流就意味着在炉腔内部紊流流的减少和较低的氮气消耗量。将循环送风控制和变速送风机的组合并入再流焊接系统设计中,可增强系统的性能和减少氮气的消耗。因此,当评估再流系统和氮气的使用时,一定要考虑系统设计的高效率性。

#### 4. 助焊剂流动管理及挥发物的处理

由于较高的温度与不同的焊膏化学成分作用，在焊接期间不同的残留物将会蒸发。为了以最短的停机维护时间保持机器的清洁，需配备一个适当的助焊剂废气回收管理系统，以防止助焊剂废气进入冷却区而污染冷却区，如图 4.8 所示。

在新近发展的系统中，具备一个两段过滤/分离的机构和一体化的自清洁功能。第一段过滤利用了包含在一个箱体内的网孔型滤网。在进入箱体过程中，助焊剂蒸气经历了一个膨胀过程，增加了压力并且产生了小液滴。如果液滴足够大，那么就会从气流中落下来，从而减少维护的需求。

剩下的蒸气通过滤网后，会再次将大的、重的颗粒从蒸气中分离出来。这些颗粒主要由被卷入的金属、树脂和松香等构成，并且它们保持黏附在滤网的外面。这一部分帮助消除了高黏度且很难清除的残留物，防止其向下进入到系统中。

滤网的清洁是通过一个附加的电动机定期旋转滤网而完成的。施加在颗粒上的离心力克服了将它们黏附在滤网上的附着力，并且被朝着箱体的壁甩出去。由于它没有和主动冷却系统合并在一起，所以在箱体内气体通过时，系统保持了一定的温度，这使得黏在箱体壁上的较重的液体可以向下滴到位于箱体底部的排出罐里。

第二段过滤是利用放在一个箱体里的不锈钢球。小的、质量轻的颗粒，包含在蒸气中通过了第一层的过滤，将再次经受膨胀，从而增大液滴的尺寸。然后，蒸气通过填充层和钢球产生多次碰撞。包含在蒸气中的液体会在钢球的表面蔓延开来，且这些球是可浸润的。因此，在颗粒和球的最初碰撞中，产生了不同种类的晶核，并且球被一层液体薄膜所覆盖。一旦球完全被薄膜所覆盖，包含在蒸气中的颗粒就会和这层液体薄膜碰撞。由于这些是相似的物质不同种类的晶核产生的，故增大了所形成的液滴大小，使其流进助焊剂收集罐中，等待清理。

例如，日本千住 SNR-846 无铅  $N_2$  再流炉，配备自动回流助焊剂挥发物的强制冷却机构，炉内配有一台冷冻机（如图 4.9 所示）。让经冷冻机冷却后的冷却水，通过被垂直安装的热交换器，使助焊剂的残留物可以通过重力自然地排入助焊剂收集罐中。



图 4.8 千住 SNR-850 再流炉中的回收装置

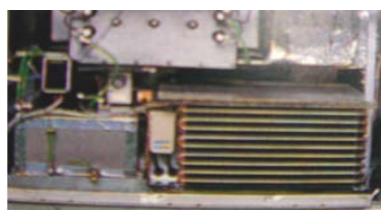


图 4.9 冷冻机

#### 5. 能量消耗

再流焊炉的能源消耗问题必须关注。由于在再流焊接过程中需要向 PCBA 组件传递热量，冷却环节也需要花费能量去将热量去除。为了获得有铅和无铅工艺所需的再流温度曲线，再流炉高效率的热传导设计是必需的。

新的再流焊接系统设计，通过改进热传导能力和改善气流，在增大热效率和减少能量消耗等方面，已经取得了明显的进步。据有关资料介绍，有铅再流焊接系统在闲置状态时，运行一条有铅再流温度曲线的情况下，平均每小时消耗 21kW。而较新设计的再流系统，能源消耗从 21kW/h 降到了 12.2kW/h，使能量消耗减少了 42%。

## 6. 传输系统

由于产品技术和生产要求的提高,再流炉传输系统也需要改进和提高,可通过选择不同的传输方法和选项来满足这些要求。最基本的是网带传输系统。轨道传输系统是运送电子组件 PCBA 通过再流系统的最普遍的方法。由于无铅工艺中运行的温度更高,保持轨道强度的能力是需要特别关注的。曝露的轨道支撑轴和小轨道结构,可能在更高的运行温度和大规格的 PCBA 组件下承受更重的负担。成熟的轨道设计将允许热膨胀且保持轨道系统平行,以减少 PCB 掉落或卡塞的概率。设计中还应当融合有多种角度的轨道挤压构造,这样才能在热膨胀过程中减少轨道弯曲。中央板支撑(CBS)传送系统可以解决这个问题,它在无铅的更高再流温度下可提供更好的支撑,以克服 PCB 翘曲和掉落问题。

## 7. 强制对流和循环控制系统

随着无铅应用中焊膏的预热时间的减少,为了获得对工艺窗口的精确控制,再流焊炉采用强制对流使热均匀地达到最大化至关重要。已经缩小的工艺窗口要求快速升温到液化点以上,时间一定不能长。因为时间一长,温度再升高就会进入危及元器件的危险区了。通过静压控制热风的对流速率就能够实现这一点。较高的静压值,即使在较小的工艺窗口下,也能增加峰值温度与钎料熔化的时间。虽然一块 PCB(特别是大板子)上不同点间的温差常常很大,但是通过静压控制对流速率能减少大件间的温差,使 PCB 上的温度均匀性得到改善,使 PCB 上的所有点都能适应较小工艺窗口的要求。再流过程也能在不损伤元器件和确保微小组件不移位的情况下顺利进行。

精密的再流炉有先进的循环或开环静压控制系统,能够无级连续地对加热气流进行控制。再流炉能通过这些自控系统提供的反馈信息自动调整炉子的参数,从而确保炉子在工艺窗口之内运行。

## 8. 基板处理

由于炉中温度较高,基板易于翘曲,故需在炉内安装基板的支撑来保持基板平整,以减少缺陷。

## 9. 机器的校准

一个可靠的校准程序要求有一块合适的供测量用 PCB。例如,FR-4 板是不应该用做校准测量的,因为玻璃态转化温度( $T_g$ )值在几次运行之后将会下降;并且这些板由于在无铅情况下的炉温要高得多,还会发生翘曲;此外,在多次再流循环之后可能发生脱层,安装在 FR-4 校准板上的热电偶可能松脱,导致测量的是气体温度而不是板的材料温度。采用从炉膛中通过的做曲线用的传感器设备,可得到更可靠的结果与较好的数据。用于校准工艺的所有工具本身都必须定期校准。不要使用高温胶带连接热电偶,用 Kapton 胶带连接热电偶的精度为 $\pm 5^\circ\text{C}$ ,用高温焊料或树脂能得到持续一致的测试结果和 $\pm 1^\circ\text{C}$ 的精度。

### 4.2.2 无铅再流焊接设备加热技术的发展

#### 1. 热风加热方式

热风加热方式使用对流空气作为传导热量的媒介,用它加热在 PCB 上“凸出”的元器件比



加热引脚低小的元器件效果更理想。在该过程中,对流空气与 PCB 之间形成了一个“边界层”。在“边界层”内由于气流的附壁效应导致气流速度非常小,而使其对低小元器件的热传导效率不高,如图 4.10 所示。

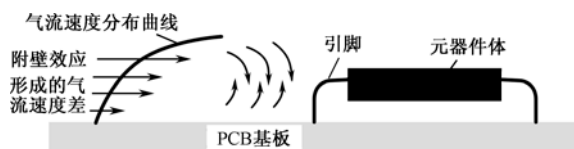


图 4.10 热空气对流的附壁效应

新的设计更注重有效地传导对流热量给 PCB 的能力。图 4.11 所示为传统喷嘴对流加热与强制对流加热的热传导特性的对比。后者可均匀地将热传导给 PCB 和元器件,且效率是喷嘴对流的三倍。

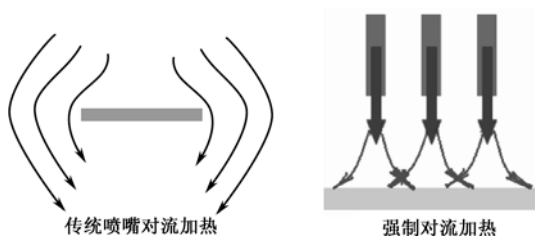


图 4.11 传统喷嘴对流加热与强制对流加热的对比

一般再流炉可根据应用需要,分成空气再流炉和氮气再流炉两大类。若使用空气再流炉,为了能够实现均匀的加热效果,要求其循环热风加热机构能产生温度均匀的热风,并以较快的风速吹向 PCB 基板。因此,作为该类设备的特征是具有能提高喷出热风风速的喷嘴。

图 4.12 所示为日本千住公司新开发的 DRAGON BLOW 喷嘴(远红外线、热风并用加热系统)。它不仅实现了低 $\Delta T$ ,还在以往的基础上提高了 30%的热效率。



图 4.12 DRAGON BLOW 喷嘴单元

氮气炉的构造与空气炉的最大差异是:热风加热风速要合适,以保持  $N_2$  中的低氧浓度。因此,  $N_2$  的供给量和热风循环风速保持均衡是非常重要的。此时,若单纯采取抑制热风风速的办法,将严重影响均匀的加热效果。有效的解决办法是采用加热和在受热状态下,能产生远红外辐射(被动红外线)的发热体组合的远红外线-热风并用的结构。图 4.13 所示为上述加热器组合的结构图。

图 4.13 所示的结构内部,采用了静压及风量都很大的涡轮风扇。在涡轮风扇的入口处设置了电加热器,在主风道的侧边周围安装了多孔的受热后能产生红外线辐射的加热面形镶板。由于涡轮风扇能在加热器箱内产生较高的内部压力,故抑制了加热面小孔径的风量,从而获得了

吹向 PCB 基板风速适宜的均匀热风。

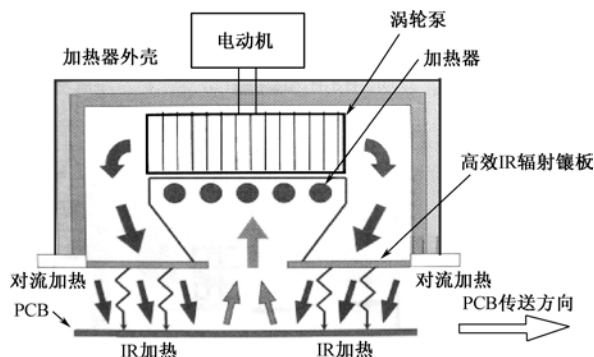


图 4.13 加热器组合结构图

多孔的侧加热面的表面都经过黑化处理，以提升对热容量大的元器件的加热效果。炉腔内入口侧和出口侧的接合部及炉内气体均采用了气密性高的迷宫式的密封结构，因而可以确保炉腔内氮气的低氧浓度。这样的对流循环方法，实现了炉内氮气的低氧浓度和均匀的加热，如图 4.14 所示。

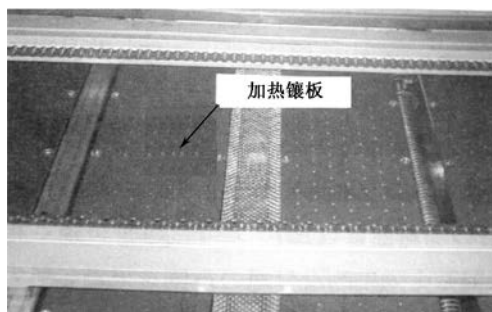


图 4.14 氮气再流炉腔内的加热面

热风加热的热传达率，可通过传热媒体的流体温度、黏性、风速和流路的尺寸来估计。在平板上的对流热传达率，若用 $\alpha_m(\text{W}/\text{m}^2\text{K})$ 表示平均的热传达率，则其数学表达式为

$$\alpha_m = Nu_m \times k / l \quad (4.1)$$

$$Nu_m = 0.664 Pr^{\frac{1}{3}} Re^{\frac{1}{2}} \quad (4.2)$$

$$Re = ul / \nu \quad (4.3)$$

式中  $Nu_m$ ——平均努塞尔数；

$k$ ——流体的热导率 ( $\text{W}/\text{m} \cdot \text{K}$ ) (在  $200^\circ\text{C}$  的空气中为 3.83)；

$l$ ——基板的长度 (m)；

$Pr$ ——流体的普朗特数 ( $200^\circ\text{C}$  的空气中为 0.71)

$\nu$ ——运动黏度。

强制对流热传达率可表示为

$$q_{\text{conv}} = \alpha_{\text{conv}} (T_\infty - T_w) \quad (4.4)$$

式中  $q_{\text{conv}}$ ——单位时间的热流量；

$\alpha_{\text{conv}}$ ——对流热传达率；

$T_\infty$ ——流体的温度；



$T_w$ ——被加热体的温度。

## 2. 红外 (IR) 辐射加热

根据德国 Ersa 公司提供的数据表明, 最适宜再流焊接工艺中加热用的红外线波长, 如图 4.15 所示。

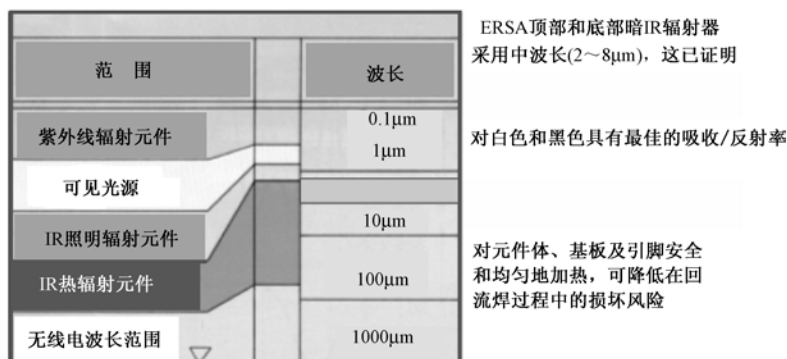


图 4.15 一些辐射的波长范围及其电磁波频谱位置

红外 (IR) 辐射加热器是通过电磁波来传导能量的, 如果控制适当, 它将均匀地加热元器件。可是, 如果没有控制, 就可能发生 PCB 和元器件过热现象。热棒和灯管 IR 加热组件辐射的能量仅局限于表面区域, 大多数热传导集中在发热组件的直接下/上方, 使 PCB 上热量传递的均匀性受到影响。所以, IR 加热器的面积必须大于所要加热的 PCB, 以保证均衡的热传导和有足够的热量防止 PCB 冷却。较新一代的系统都使用一个比 PCB 大许多的 IR 盘式加热器, 以保证均匀加热, 如图 4.16 所示。

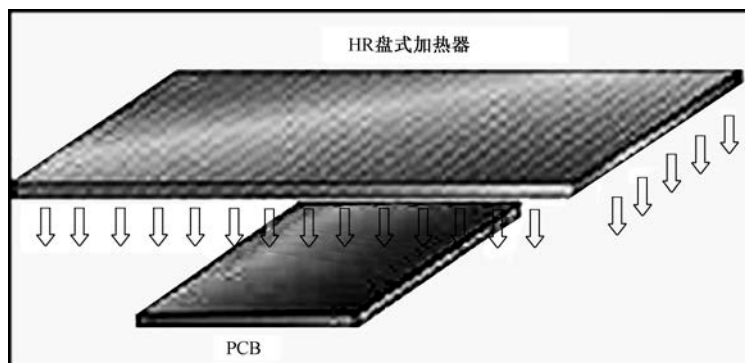


图 4.16 IR 盘式加热器

红外线的热传达率与发热体的温度依存性极大。红外线的热传达率如果以单位面积来考虑, 它遵循下述函数关系

$$q_{\text{rad}} = \sigma \varepsilon_1 \varepsilon_2 F_{12} (T_1^4 - T_2^4) \quad (4.5)$$

式中  $q_{\text{rad}}$ ——单位时间的热流量;

$\sigma$ ——玻耳兹曼常数 ( $5.669 \times 10^{-8} \text{W/m}^2\text{K}$ );

$\varepsilon_1$ ——发热体辐射率;

$\varepsilon_2$ ——被加热体辐射率;

$F_{12}$ ——形态系数;

$T_1$ ——发热体温度；

$T_2$ ——被加热体温度。

因为红外加热的热传导功率对热源的温度非常敏感，所以要求准确控制。而对流加热虽不能提供像 IR 辐射加热那么大的功率，但它可以提供良好的、均匀的加热。

### 3. “IR + 热风”复合加热

#### (1) 设计理念

现代先进的再流炉技术结合了对流与红外辐射加热两者的优点。元器件之间的峰值温度差别可以保持在  $8^{\circ}\text{C}$  以内，同时在连续大量生产期间，PCB 之间的温度差别可稳定在大约  $1^{\circ}\text{C}$ ，保证了相当好的重现性。

“IR+热风”复合方式的基本概念是：在同一再流温区中同时使用 IR 加热和强制对流加热两种方式，且两种热能的供给量均可独自无级调节，以实现能量上的最佳互补，即使用 IR 作为主要的加热源达到最佳的热传导，同时利用热风强制对流的均衡加热特性减少元器件和 PCB 的温差。

#### (2) 均热机理

在图 4.17 中，(1) 代表具有大热容量的元器件的加热曲线，(2) 是小热容量元器件的加热曲线。如果只使用一个热源，不管是 IR 还是对流，都将发生如图 4.17 曲线①、②所示的加热不一致。当只用 IR 作为主热源时，将得到实线所示的曲线结果。而图 4.17 虚线所描述的加热曲线显示了“IR+热风强制对流”相结合的系统的优点。当将热风的温度设置在图 4.17 中所示的水平线位置时，此时增加对流作用是加热位于设定温度以下的元器件（曲线①所示）；同时冷却已经升高到热风温度之上的那些元器件（曲线②所示）。最终温差由曲线①、②之间的距离，缩小到二虚线之间的距离，温度的均匀性明显得到了改善。

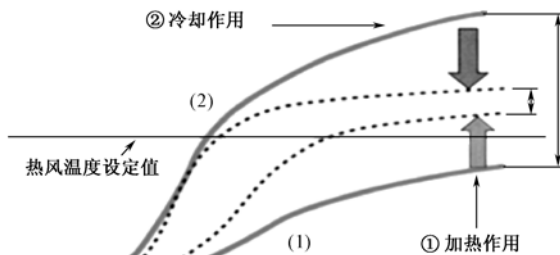


图 4.17 “IR+热风”复合加热的均热机理

美国国家技术系统（NTS）公司电子故障分析实验室的 L·G·威特瑞罗指出：强制对流红外系统采用温度可控的空气恒定流入，可使整个组件上的温度梯度最小。强制对流的空气可预先调整到使 PCB 上最热区域冷却，随后又对温度更低区域加热，最终使各处的温度均匀一致。这种再流系统能够使热点（如位于线路板拐角处）最少。

德国 ERSA 焊接研究所研究成果也表明：

① 红外线作为一种适用的再流焊接加热源，在初期的 SMD 再流焊接技术时，短波长 IR 的优点是强大的热源、均匀的热分布及组件不会移动等。

② 短波长 IR 的主要缺点是白色和黑色物体的吸收/反射率并不相同，所以引脚与 PCB 的温度会不相同、产生的温差  $\Delta T$  不能接受，器件芯片可能会过热。另一原因是存在阴影效应，如图 4.18 所示。

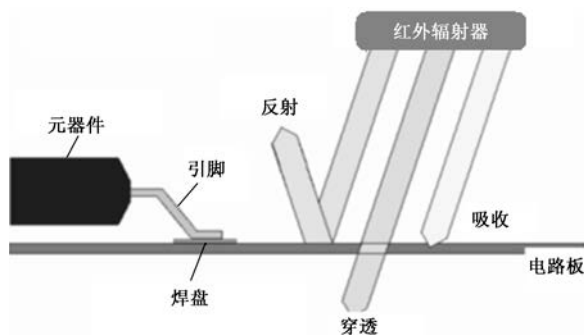


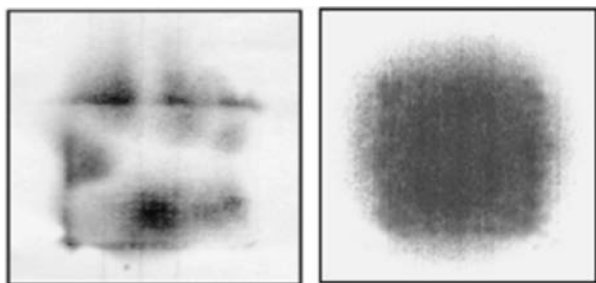
图 4.18 短波长红外线加热

③ ERSA 在其返修工作台的顶部和底部 IR 辐射加热器中采用波长  $2\sim 8\mu\text{m}$  的红外线，已证明：

- 该波长红外线对白色和黑色具有最佳的吸收/反射率；
- 该波长红外线对元器件体、基板及引脚能进行安全和均匀的加热，因此降低了在再流焊过程中的损坏风险。针对图 4.19 所示的 BGA 芯片，采用上述暗红外加热方式在器件封装体上所得到的加热效果与热风方式相比较如图 4.20 所示。



图 4.19 BGA 芯片

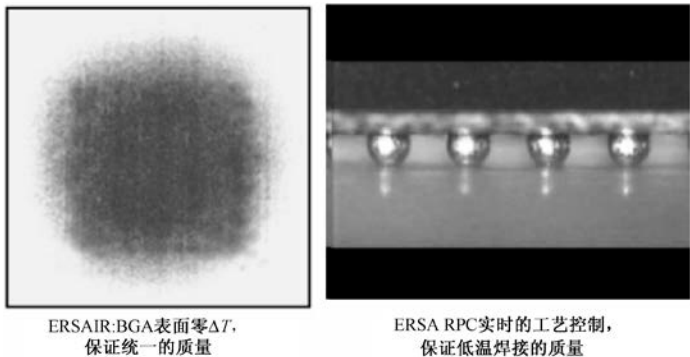


热空气会产生热和冷的斑点，  
以及不能接受的封装体的  $\Delta T$

暗红外保证均匀加热，  
同时封装体上零  $\Delta T$

图 4.20 暗红外加热的均热效果

- ERSA 称为暗红外技术，能安全加热所有范围的 PCB 或组件，对其他组件没有任何风险，如图 4.21 所示。



ERSAIR: BGA 表面零  $\Delta T$ ,  
保证统一的质量

ERSR RPC 实时的工艺控制，  
保证低温焊接的质量

图 4.21 暗红外技术在再流焊接中对 BGA 的加热效果

- BGA 封装体上由于加热温度不均衡性带来的危害，如图 4.22 所示。

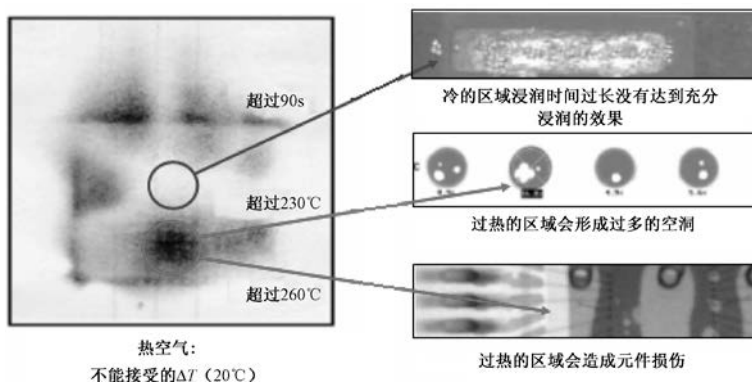


图 4.22 封装体上温度不均匀的危害

### (3) 应用案例

#### ① “IR+热风”炉型（一）

日本千住 SNR-850 机属于典型的“IR+热风”炉型，该机采用陶瓷多孔体远红外线和 $\alpha$ 流循环加热方式，实现了低温差，对大型多层 PCB 内的温差为 $\pm 2^{\circ}\text{C}$ ，如图 4.23 所示。远红外线并用热风对流加热，共 8 温区，其设备布局如图 4.24 所示。

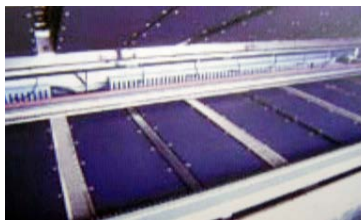
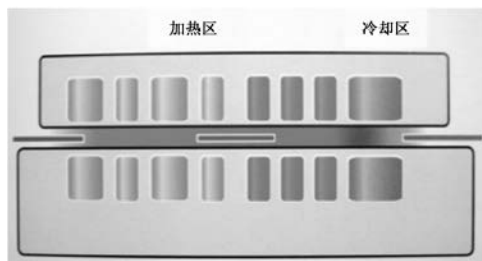
图 4.23  $\alpha$ 流远红外线加热炉体

图 4.24 设备布局图

使用上、下加热方式，可设定重复性高的再流温度曲线，如图 4.25 所示。

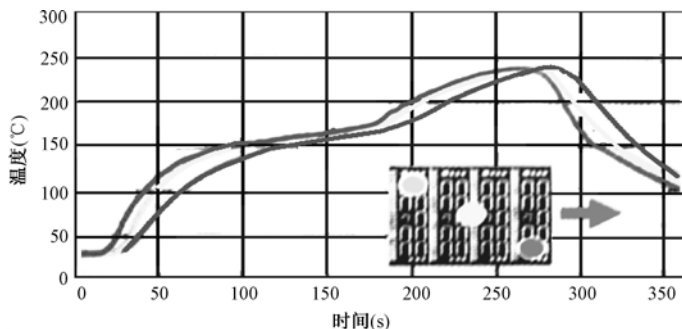


图 4.25 250mm×180mm×1.6mm FR-4 双面 PCB

#### ② “IR+热风”炉型（二）

如图 4.26 所示，同样是日本某公司开发的“HR+热风”炉型。

#### ③ “IR+热风”炉型（三）

炉型（一）、（二）不论是所有的预热温区还是再流温区，均采用“IR+热风”的复合加热方式。而“IR+热风”炉型（三）则是仅在最后的两个温区采用“IR+热风”复合加热方式。其

特点如下所述。

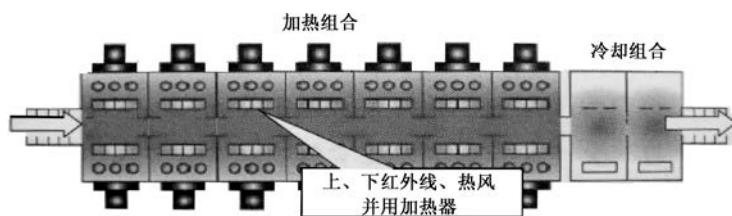


图 4.26 7 温区“IR+热风”复合型无铅再流炉

- 加热单元：8 温区；
- 冷却单元：1 个；
- 最后两个温区上、下采用“IR+热风”并用，IR 和热风的加热能量各自均能无级调控，以实现 IR 加热和对流热风加热的最佳互补，如图 4.27、图 4.28 所示。

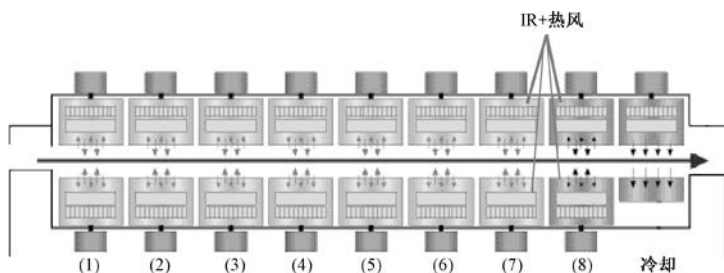


图 4.27 结构布局

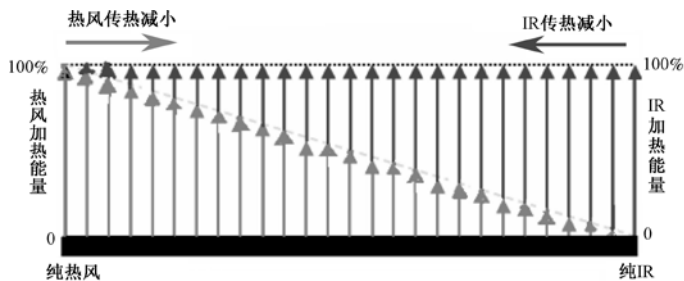


图 4.28 两种加热能量能各自独立调控

- 当采取纯 IR 加热、纯热风加热和“IR+热风”复合加热等不同的加热状态时，现场测得炉温曲线分别如图 4.29~图 4.31 所示。

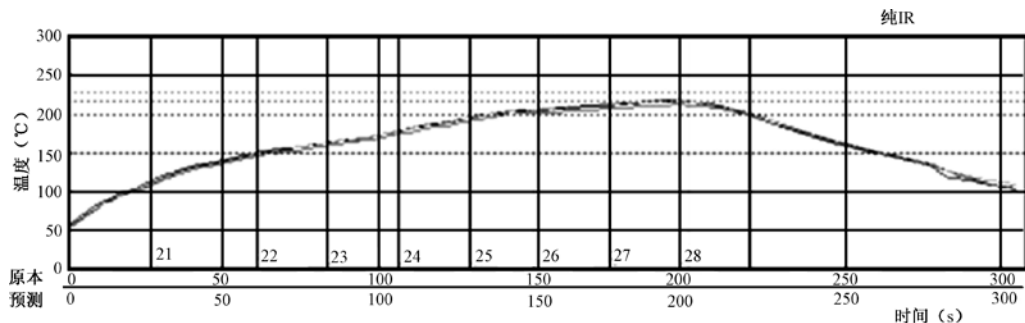


图 4.29 纯 IR 加热时的炉温曲线

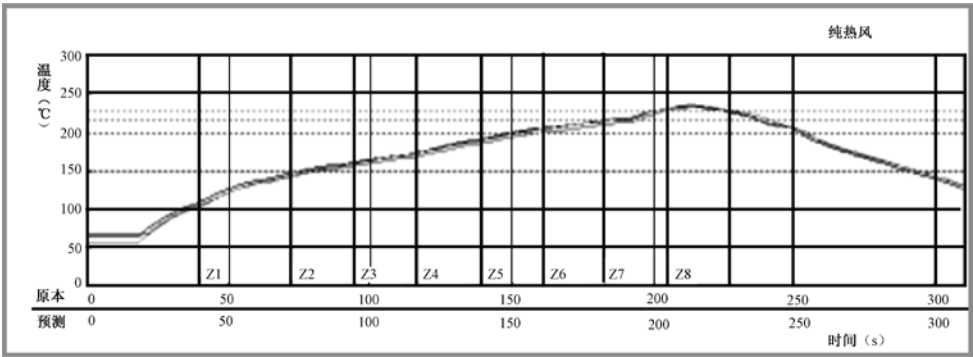


图 4.30 纯热风对流加热时的炉温曲线

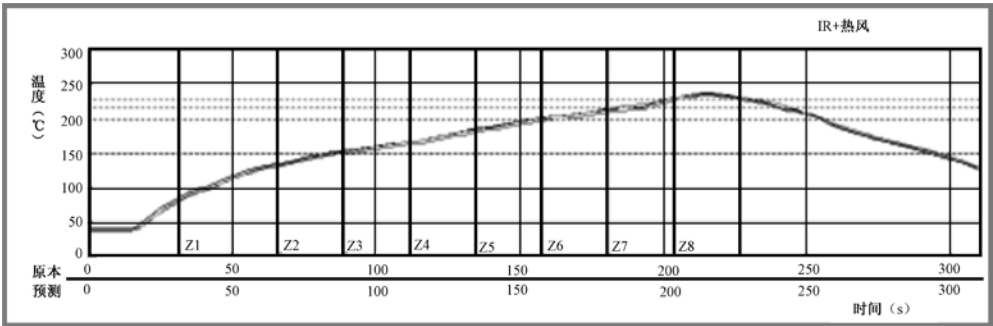


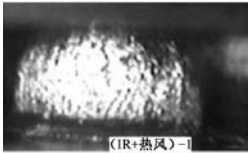
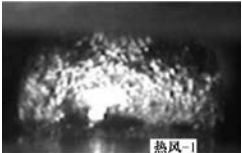
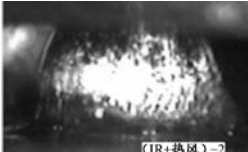
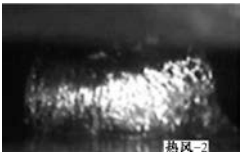
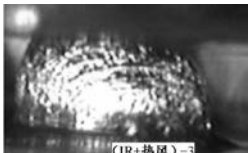
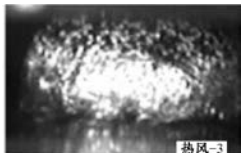
图 4.31 “IR+热风”复合加热的炉温曲线

4. 纯热风加热与“IR+热风”复合加热的比较

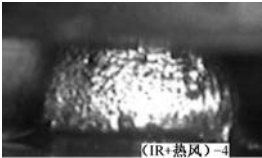
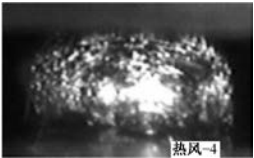
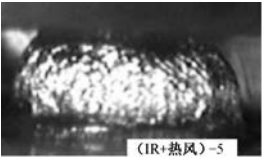
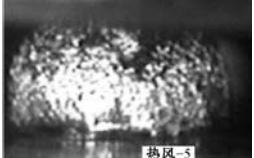
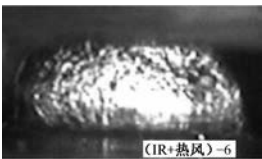
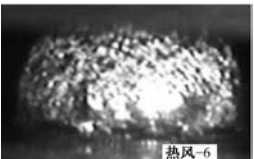
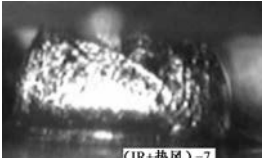
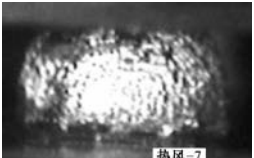
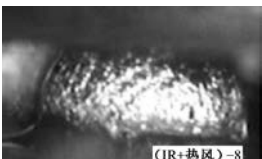
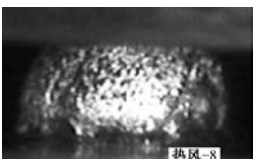
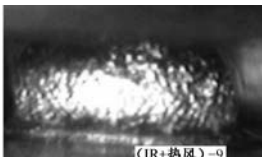
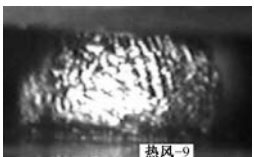
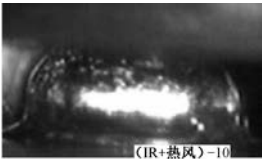
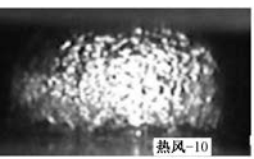
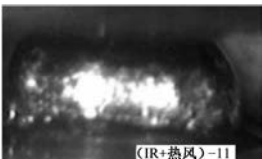
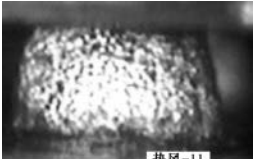
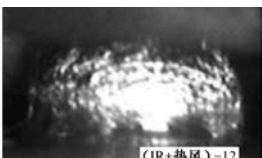
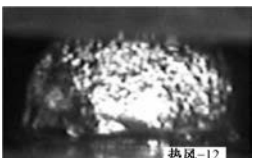
(1) 纯热风加热与“IR+热风”复合加热的焊点比较

针对 BGA 在纯热风加热与“IR+热风”复合加热的无铅再流焊接的焊点，利用 ERSASCOPE 摄取的焊点外观光学视觉影像对比，见表 4.1。

表 4.1 焊点外观光学视觉影像对比

编 号	IR+热风	纯热风
1		
2		
3		

续表

编 号	IR+热风	纯热风
4		
5		
6		
7		
8		
9		
10		
11		
12		

从光学视觉影像的对比分析可知,“IR+热风”炉优于纯热风炉。对 12 个焊点影像从坍塌高度、焊点轮廓数形和无铅焊点所特有的特征综合分析,结论如下所述。

- “IR+热风”: 有两个优质焊点完全可以与有铅相媲美,其余焊点均无冷焊之嫌。
- 纯热风: 大多焊点中焊膏再流不是很充分,有 3 个焊点坍塌高度尚显不足。

#### (2) 纯热风加热与“IR+热风”复合加热温度特性的比较

国外相关试验表明,在 QFP140P 与 PCB 之间和 45mmBGA 与 PCB 之间,在上述两种加热条件下的温度特性比较见表 4.2。

表 4.2 不同的加热方式的温度特性

元 器 件	温 度 特 性	
	纯热风	IR+热风
QFP140P 与 PCB 之间	温差: 22℃	温差: 7℃
45mmBGA 与 PCB 之间	温差: 9℃	温差: 3℃

在连续大生产中,再流炉中的温度不稳定对在使用无铅焊膏时将有重大影响。由表 4.2 可知,“IR+热合”对温度控制更加稳定。

### 4.2.3 无铅气相再流焊接 (VPS)

#### 1. 无铅气相再流焊接原理及应用

无铅气相再流焊接是在再流炉中采用惰性的特氟隆基液体作为介质,当这种液体被加热到沸点时将产生蒸气层,而 PCB 则会穿过该蒸气层。蒸气凝集在 PCB 上发生热交换从而获得焊接所需要的热量。

无铅气相再流焊接工艺的最高作业温度为 230℃。而在许多热风对流或 IR 再流工艺中,根据处理的 PCBA 类型,某些再流区的峰值温度竟达 250℃甚至更高。

由于早期所用的传热介质是典型的臭氧层耗损物质 (ODS),因此尽管 VPS 是一种先进的工艺方法,但还是被打入冷宫。随着科学技术的发展,一些环保型的传热介质被陆续研究出来。因此业界从 2004 年起,通过 PCBA 组件无铅化的生产应用实践,表明气相再流焊接可以支持 Sn-Ag-Cu 等无铅焊料合金的应用。

#### 2. 无铅气相再流焊接的优点

(1) 与 IR、对流系统相比,蒸气凝集具有更好的热交换性能,因而允许在 PCB 上以较大的热质量进行均匀的热转换。

(2) 蒸气层在焊接期间提供了无氧环境,从而提高了焊接质量和可靠性。

(3) 热性能的改善简化了根据 PCB 建立的焊接温度曲线。能在 EMS 环境下以传统温度焊接无铅合金的能力是其一大优点。例如,日本的 OEM 公司根据市场的实际需要,已把气相焊接作为采用更环保生产实践的国内启动方案的一部分。

(4) IR 或对流炉中的无铅工艺过程是在较高温度下处理 PCBA。其缺点是存在较高的峰值温度下热应力的危险,以及热敏组件受损等问题。气相焊接是消除较高温度处理的潜在危险性的一种选择。

(5) 气相再流焊接与典型的 PCB 涂层相兼容,这些涂层包括 HASL、OSP、ENIG Ni/Au、Im-Sn 和 Im-Ag 等。



## 4.3 无铅再流焊接工艺技术

### 4.3.1 无铅再流焊接的物理化学过程

#### 1. BGA 再流过程中典型的物理化学过程

在无铅再流焊接中,以面阵封装器件(如 BGA、CSP 等)的焊接问题最为典型。由于此类器件焊点的隐蔽性和不可视性,因此缺陷率较高。研究和了解其在再流焊接中焊点的形成过程,对优化再流焊接温度曲线、降低焊接缺陷率,提供了重要依据。

图 4.32 描述了一个 PBGA 器件在再流焊接过程中,假定焊盘表面可焊性良好,那么形成良好焊点所经历的三个阶段分别如下所述。

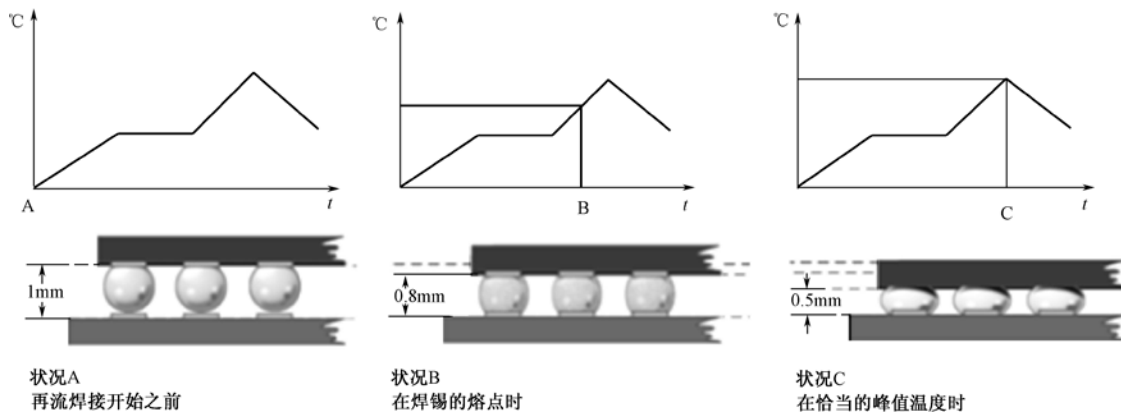


图 4.32 PBGA 封装在再流焊接期间的物化作用、坍塌高度及润湿角的图像显示

状态 A: 完成贴片后进入再流焊接之前的状态。此时焊球呈固体球状,它们靠焊膏黏附并定位在焊盘上, BGA 封装体离板高度约等于焊球的直径和焊盘厚度之和(如 1mm)。

状态 B: 进入预热区后,随着温度的逐渐升高,助焊剂的活性也逐渐被激活。特别是进入助焊剂浸润区的末端时,焊料开始熔化,随着其熔化过程的推进,封装体的离板高度也开始由 1mm 减少到 0.8mm 左右。

状态 C: 进入再流区并达到恰当的峰值温度后,焊球和焊膏中的焊料合金完金融为一体,并完成焊接的冶金过程。此时,由于表面张力作用,封装体进一步降低离板高度(如减少到 0.5mm 左右),完成再流焊接过程。

#### 2. BGA/CSP/Flip chip 器件在再流焊接中的坍塌现象

对于由焊料定义的焊盘(NSMD),在再流焊接过程中,良好焊点的形成都要发生两次坍塌过程。以有铅焊料(Sn-37Pb)为例说明如下:

(1) 第一次坍塌发生在焊料的熔点温度上(如 183℃);

(2) 第二次坍塌发生在峰值温度 205℃左右,此时封装体离板高度减少了 50%左右,如图 4.33 所示。

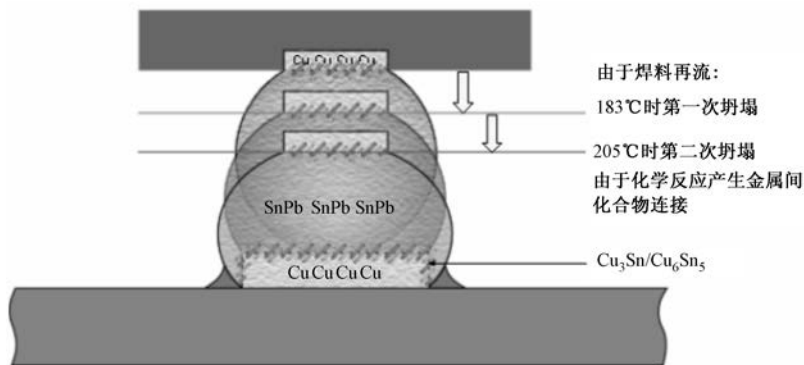


图 4.33 焊点形成中的两次坍塌

### 3. SMD/BGA 焊接温度控制的重要性

SMD/BGA 在再流焊接过程中，再流温度控制的优劣对焊点的可靠性起着关键性的作用，如图 4.34 所示。

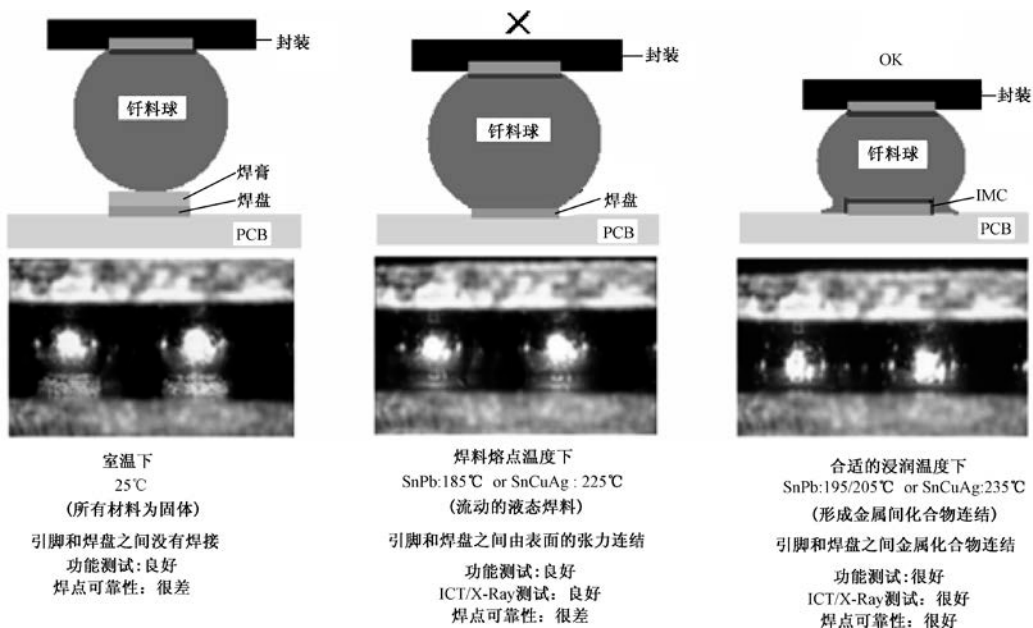


图 4.34 SMD/BGA 焊接温度控制对焊点可靠性的影响

### 4.3.2 无铅再流焊接工艺参数

无铅再流焊接中的工艺参数及变量和有铅一样，也包括机器参数和过程记录参数。

#### 1. 机器参数

机器参数包括工艺能力系数、传送带速度、加热区温度、冷却单元的冷却速率等。

##### (1) 工艺能力系数 ( $C_p$ )

提高合格率和降低机器停机时间，是在无铅焊接引入之后必须达到的目标。在开始无铅工

艺之后,要努力建立一个可重复测量的工艺、一个合理计算工艺能力系数( $C_p$ )值和一个使用该数据校准机器的方法。

大多数公司都运用了  $6\sigma$  的管理工具,在统计上  $2\sigma$  相当于工艺能力系数  $C_p=1$ ,对应于 2700ppm 的缺陷水平。由于这个缺陷水平太高,故一些公司取  $4\sigma$  作为目标值,相当于工艺能力系数  $C_p=1.33$ ,这个数字相当于 64ppm 的缺陷水平。而当取  $6\sigma$  时,则相当于工艺能力系数  $C_p=2$ ,缺陷水平为 0.002ppm。工艺能力系数  $C_p$  过高,将导致生产成本的增加。

### (2) 传送带速度

传送带速度直接影响预热、再流和冷却的时间。例如,对于热容量大的 PCB,加热系统必须能达到最佳的浸润;而缓慢的加热系统在此状态下需要的时间太长,因而在浸润区会产生氧化。无铅焊接中助焊剂和钎料的浸润情况分析如图 4.35 所示。

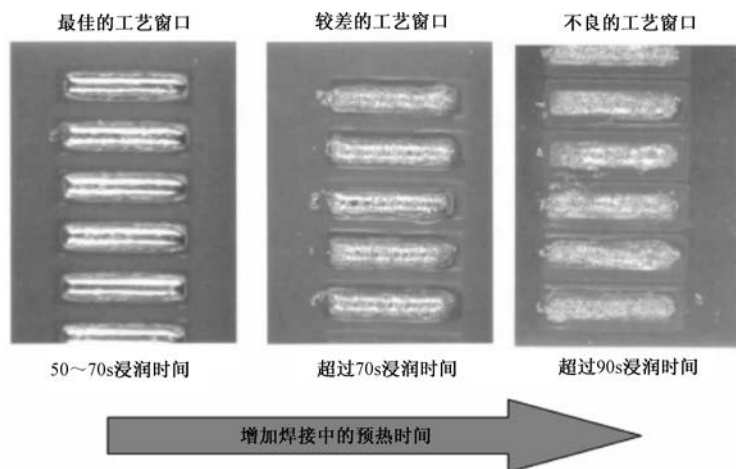


图 4.35 无铅焊接中助焊剂和钎料的浸润情况

### (3) 加热区温度

① 预热区。预热区要求缓慢升温,使整个 PCB 温度均匀,减小 PCB 及大、小元器件间的温差  $\Delta T$ ,因此要求无铅再流焊接设备的预热区长度要加长。

② 助焊剂浸润区。快速升温区(助焊剂浸润区)由于温度高,时间太长会使焊膏中助焊剂提前结束活化反应,而当焊料合金熔融时会造成活性下降。严重时会使 PCB 焊盘、元器件引脚和焊膏中的焊料合金在高温下重新氧化,使焊接面的可焊性下降、浸润能力降低而造成焊接不良。温度太低则可能使助焊剂的活性不能充分发挥,且再流时易形成飞溅与焊料珠。

所以在无铅的情况下要尽可能加快活化时间,以减少氧化。

#### ③ 再流区。

- 通常再流区峰值温度取  $235\sim 245^{\circ}\text{C}$ ,非常接近 FR-4 基材的极限温度( $240^{\circ}\text{C}$ )。如果 PCB 表面温度是不均匀的,实际工艺温度的误差太大时,PCB 某处可能已超过 FR-4 基材的极限温度而损坏 PCB。
- 对于简单产品,峰值温度  $235\sim 240^{\circ}\text{C}$  可以满足要求;但对于复杂产品,如某些 IC 的封装,可能需要  $250^{\circ}\text{C}$  甚至更高才能焊好。此时 FR-4 基材就不能满足要求了。
- 在实际的再流焊接中,如果最小峰值温度为  $235^{\circ}\text{C}$ ,则最大峰值温度取决于板面的温差  $\Delta T$ 。而  $\Delta T$  取决于 PCB 的尺寸、厚度、层数、元器件布局、Cu 的分布以及元器件尺寸

和热容量。拥有大而复杂元器件（如 CBGA、CCGA 等）的大、厚 PCB，典型 $\Delta T$ 值高达 20~25℃。因此，应尽量降低峰值温度，延长预热与再流时间，如图 4.36 所示。

- 最高峰值温度（ $T_2$ ）的确定：PCBA 能承受的最高温度取决于它上面所有零件或材料耐温的最低值，即最脆弱元器件（MVC）的耐温值。从这点来看，在有铅情况下，应该建立一个 5℃范围的“缓冲区”，将 MVC 温度（240℃）减去 5℃作为产品的最易受损的温度（ $T_2$ ）。在 PCBA 上典型的 MVC 是连接器、双排封装（DIP）的开关、发光二极管（LED）、基板材料等。MVC 随应用情况的不同而不同，应用时要特别关注，再流时峰值温度不能超过该值，如图 4.37 所示。

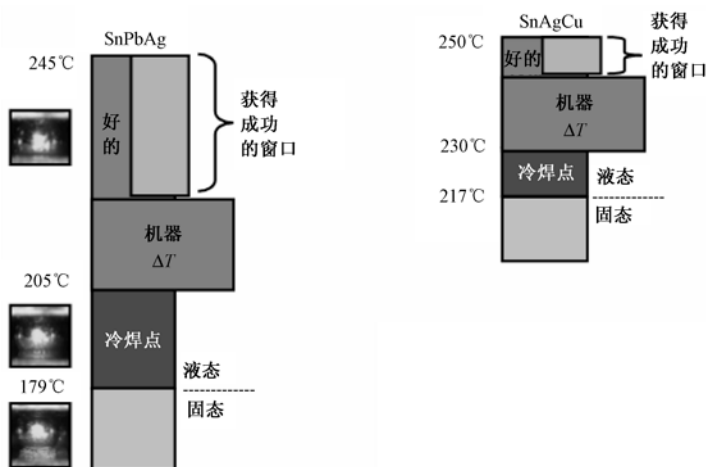


图 4.36 窄小的工艺窗口对工艺参数设置的影响

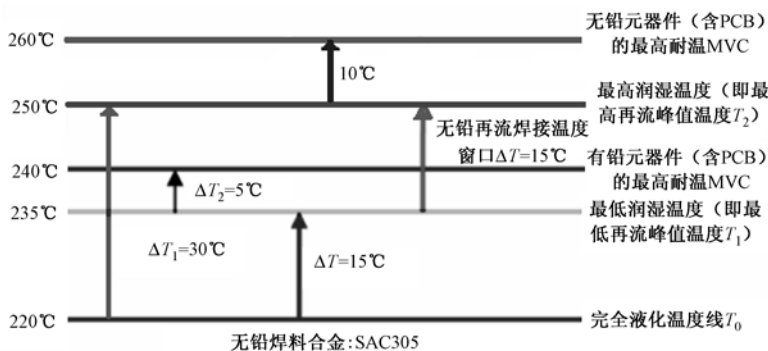


图 4.37 SAC305 焊料合金的再流焊接温度窗口

- 最低峰值温度（ $T_1$ ）的确定：再流焊接过程中涉及的另一个温度是最低再流峰值温度（ $T_1$ ）。该温度也是焊料合金完全液化后发生再流、润湿的最低温度，一般选择比合金熔点约高 15℃，在该温度上熔化的焊料可流过将要润湿以形成焊接点的金属表面。它取于焊膏内特定的合金成分，也可能受焊料球尺寸和其他配方的影响。

例如，无铅焊膏（SAC305）的液相温度为 220℃；固相温度为 217℃；液固温差 $\Delta t=3℃$ ；最低再流温度  $T_1=220℃+15℃=235℃$ 。

- 为了减小 $\Delta T$ ，满足小的无铅再流焊接工艺窗口要求，再流炉的热容量也是很重要的因素。再流炉横向温差最好小于 2℃，热风加热方式达到这一要求比较困难，因此通常需

要使用两个再流温区来解决。前一再流温区相对后一个再流温区要维持一个更高的温度,以更快地将热量传导到 PCB 上,而后一个再流温区则用于在 PCBA 组件上均热。

#### (4) 冷却单元的冷却速率

① 由于无铅焊接温度高,要防止由于焊点冷却凝固时间过长,造成焊点结晶颗粒长粗;而且加速冷却还可以防止产生偏析,避免枝状结晶的形成。因此,要求再流焊接设备的冷却装置应有很强的冷却效率,以使焊点快速降温。通常要求冷却速率达到  $5\sim 6^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

② 与波峰焊接一样,由于高温,PCB 容易变形,特别是拼板。因此,大尺寸的 PCB 需要增加中间支撑,或减少拼板的数量。

### 2. 过程记录参数

过程记录参数包括到达参考温度的时间、参考温度以上的时间、平均温度、最小坡度、最大坡度、平均坡度、最低温度、最高温度和到达最高温度的时间。它们都是集中在再流焊接的温度曲线上体现出来的。

### 3. 无铅再流焊接温度曲线

#### (1) 无铅再流温度曲线类型的选择

无铅再流焊接过程温度控制特性,不仅取决于无铅焊料粉末的化学组成,还与采用的助焊剂类型有关,因为无铅焊膏具有和传统 Sn-Pb 焊膏不同的化学成分。根据 PCB 组件的具体特点,在无铅再流焊接过程中,可供采用的温度曲线类型如下所述。

① 线性温度曲线。线性温度曲线也被称为“帐篷”型温度曲线、斜率式温度曲线或三角形温度曲线。该型温度曲线是一个连续的温度斜坡,从组件进入再流炉开始,直到达到期望的峰值温度,图 4.38 所示。

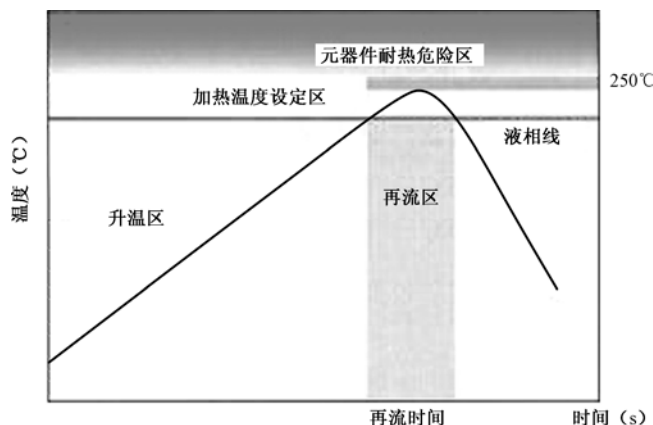


图 4.38 线性温度曲线

无铅再流焊接线性温度曲线,适合于 PCB 组件上的各元器件热容量彼此比较接近,即温差 ( $\Delta T$ ) 小的产品,如计算机主板等。在上述情况下,如果焊膏配方(即助焊剂活化时间和温度)也适合于无铅线性温度曲线的要求时,那么采用线性无铅再流焊接温度曲线的控制方式,将使可焊性得到改善并获得更光亮的焊点。线性升温过程中曲线的升温速率是相同的,所以这种温度曲线的优点是焊接期间 PCB 材料内的应力较小。与传统的升温—保温—峰值温度曲线比较,其能量成本也较低。

② 升温—保温—峰值温度曲线。升温—保温—峰值温度曲线亦称为浸润型温度曲线，它使待焊接的装配组件在正好低于焊料液化点以下的温度上停留一段均热时间，以获得一个一致的组件温度。

在升温过程中，热容量小的小型元器件比热容量大的大型元器件和散热片等，温度上升速度快。因此，对此类 PCB 组件进行再流焊接时，为了使其上各元器件之间有最小的温差 ( $\Delta T$ )，满足各元器件的再流时间（位于液相线以上的时间）要求，应该采用升温—保温—峰值温度曲线的控制模式，如图 4.39 所示。增设保温的目的是为了要减小整个 PCB 组件上的温差。

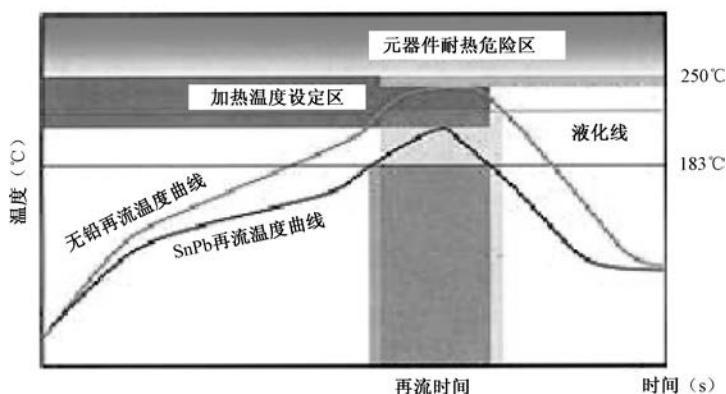


图 4.39 升温—保温—峰值温度曲线

在升温—保温—峰值温度控制曲线的几个区域中，如果不适当控制，可能造成材料中有太大的应力。因此，预热升温速度应该限制  $<4^{\circ}\text{C/s}$ ，具体情况还需根据所用无铅焊膏中的助焊剂配方来确定。太高的保温温度可能降低焊膏的性能；在氧化特别严重的峰值区必须要保证助焊剂中还有足够的活性剂。

第二个温度上升斜率出现在峰值区的入口，典型的极限升温速率为  $3^{\circ}\text{C/s}$ 。

温度曲线的第三个部分是冷却区，在冷却区应该特别注意减小应力。例如，一个陶瓷片状电容的最大冷却速度为  $-(2\sim4)^{\circ}\text{C/s}$ 。因此，要求有一个受控的冷却过程，因为特殊材料的可靠性和焊点的结构也将受到冷却速度的影响。

③ 梯形温度曲线（延长峰值温度）。采用梯形温度曲线的目的是通过延长小热容量元器件的峰值温度时间，使小热容量元器件与大热容量元器件均能达到所要求的再流温度，避免较小元器件的过热。

梯形温度曲线如图 4.40 所示。在一个现代复合式再流系统中，45mm B GA 与小型引脚封装 (SOP) 体之间的温差可减少到  $8^{\circ}\text{C}$ 。考虑到使用的焊膏类型及组件的结构，实际温度曲线会有所差别。

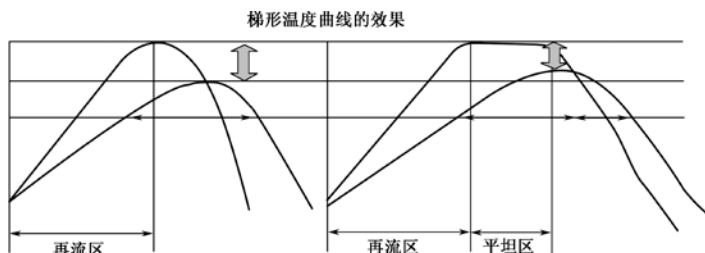


图 4.40 梯形温度曲线

#### 4. 两种无铅再流焊温度曲线分析

针对目前工业上大量应用的“浸润型”和“帐篷型”两种再流焊接炉温曲线（如图 4.41 所示）的分析比较结果，见表 4.3。

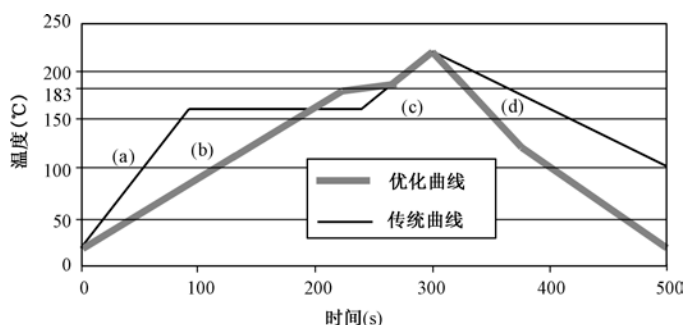


图 4.41 炉温曲线的优化

表 4.3 “浸润型”和“帐篷型”炉温曲线的分析比较

位 置	易导致的缺陷
a	焊料球、热坍塌、桥连、焊料珠
b	空洞、差的润湿、焊料球、开路
c	墓碑、芯吸、器件破裂、开路
d	大的合金晶粒、碳化、反润湿等

### 4.3.3 再流焊接工艺参数的优化

#### 1. 影响再流焊接炉温曲线的因素

设定再流焊接温度曲线，就是确定 PCB 组件在再流焊接过程中的温度—时间关系。它主要由焊膏特性决定，如焊料合金成分、焊料颗粒尺寸、金属含量及焊膏中的化学成分等。对具体的 PCBA 而言，为达到所要求的温度曲线，除了考虑再流炉各温区温度和传送速度的设定外，还必须考虑产品的大小、表面形状的复杂性及基板的热传导性能；同时也要考虑炉子能否提供足够的热能，所有这一切都将影响发热器的设定和炉子传送带的速度。而炉子的热传递效率及操作经验，会影响到达温度曲线前反复试验的次数。

使用的各种焊膏，其温度—时间关系通常都由制造商提供，一般在产品数据中可以找到。制造商将建议最佳的温度曲线，以达到最高的性能。他们知道什么样的温度曲线才能使之充分再流。

常见的配方类型包括水溶型（OA）、松香适度活化型（RMA）和免清洗型等。

#### 2. 在无铅高密度组装中焊膏的选用

##### (1) 合金粉末粒度

在无铅高密度组装中，由于焊点小、间距窄，为有利于焊膏印刷和确保焊点有足够的焊料量，焊料粉末粒度应选择 29~38 $\mu\text{m}$  之间为宜。

##### (2) 活性剂的耐热性

由于无铅再流焊接温度的增高，为了获得良好的可焊性，应选择耐热性高的活性剂。

### (3) 活性剂的化学活性

由于无铅焊料合金属于高 Sn 基合金, Sn 的氧化物还原比较困难, 导致无铅焊料的润湿性变差。为确保良好的可焊性, 活性剂的化学活性应比 Sn-Pb 焊膏中的活性更强。

### (4) 温度梯度

PCBA 上温度的最大梯度, 为再流峰值温度  $T_2$  减去合金完全液化温度  $T_0$  (如图 4.37 所示), 再流焊接的最高温度范围一经确定, 也就能定出产品允许的最大温度梯度 ( $T_2 - T_0$ )。能否让温度曲线处在这个范围之内, 取决于产品的大小、表面几何形状与复杂性、PCB 基板的化学成分、炉子的热传导效率等因素。理想状态是希望温度梯度尽可能小, 同时最高峰值温度尽可能接近 (但不低于)  $T_1$ , 以获得最小的温度变化率, 缩短液态保持时间和产品在最高温度中的停留时间, 减少液态焊料对高温漂移的曝露量。

按照传统做法, 再流焊温度曲线的设定就是要让液态保持时间最短, 并与焊膏制造商要求的温度—时间关系相符。液态保持时间太长会导致焊点内部合金层过度生长, 对焊点的长期可靠性造成影响, 并使基板和元器件性能下降。

对于升温速率, 业内人士普遍采用每隔 20s 取一点的方式进行测量, 温升速率应小于  $4^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

焊膏制造商应提供基本的时间/温度关系数据, 通常可在其产品的数据表中找到。可是, 元器件和材料将决定组装件所能忍受的最高温度 MVC。

一般希望的升温梯度在  $2 \sim 4^{\circ}\text{C}$  范围内, 以防止由于加热太快对 PCB 或元器件所造成的损害。

## 3. 无铅再流焊接温度设置

### (1) 原则

① 注意所用无铅焊膏的特点。

② 再流焊接温度曲线的设置应根据焊膏供货商的优化资料, 同时考虑元器件与 PCB 结构的影响。

无铅再流焊炉温度工艺的精度最受人关注。可以达到的温度工艺精度, 是比较无铅再流炉的最重要的因素, 其次是温度曲线的生成和监控、生产线的设置和转换的容易程度、再流焊炉导轨的稳定性。

### (2) 设置

① 要在最冷的元器件引脚与焊盘上获得良好的润湿效果, 至少需要在  $235^{\circ}\text{C}$  以上停留 10s;

② 要确保 PCB 上各区域之间的温差最小, 即要求  $\Delta T < 3^{\circ}\text{C}$ ;

③ 精确控制制程工艺参数, 并确保其稳定性。

再流炉加热方式的不同, 对焊接温度及不同封装器件原本设定的焊接条件也有一定影响, 在实际操作中所反映的温度曲线会发生一些变化。CSP 采用“IR+热风”进行焊接时, 也要注意风量的设定, 以免发生 CSP 的移位。

### (3) 最佳再流温度曲线

对于无铅焊膏, 组件之间的温度差别必须尽可能小, 可通过调节再流温度曲线达到。采用传统的温度曲线, 虽然在 PCB 上形成峰值温度时, 组件之间的温度差别是不可避免的, 但可以通过下述几个方法来减少。

① 延长预热时间。这可大大减少在形成再流峰值温度之前组件之间的温差, 对于大多数的对流再流炉通常采用这个方法。可是, 这个方法可能对助焊剂产生过量的蒸发, 导致引脚与焊盘的氧化而使其润湿性劣化。



② 提高预热温度。传统的预热温度一般在  $140\sim 160^{\circ}\text{C}$ ，而对无铅焊料要提高到  $170\sim 190^{\circ}\text{C}$ 。提高预热温度可以降低要求形成的峰值温度，这反过来降低了组件（焊盘）之间的温差。可是，如果助焊剂不能适应较高的温度水平，它又将因过量蒸发而引发焊盘和引脚氧化，造成润湿变差。

#### （4）氮气的运用

无铅焊膏的金属成分的可扩散性差。而且，高熔点的无铅焊膏在贴装顶面和底面 PCB 时也将产生问题。例如，在 A 面再流焊接期间，过高的温度将使 B 面焊盘氧化严重；又如在  $200^{\circ}\text{C}$  以上时，氧化膜的厚度迅速增加，这可能导致在再流焊接 B 面时润湿性变差。

在以 IR 盘式加热器为主要热源的“IR+强制对流”复合式系统中，氮气的消耗可减少到为纯对流再流炉所要求的一半数量。

#### （5）过程自动监测

窄小的无铅工艺窗口，要求必须实施连续的工艺过程监测，因为很小的工艺偏离都可能造成不合格的焊接产品。监测再流焊接工艺的最有效方法是采用自动连续实时的温度管理系统，如 KIC。

KIC 实时温度管理系统允许组装者连续实时监测再流炉中的过程温度，以获得和分析其焊接过程的实时数据。这种系统通常由 30 个嵌入两个细长的不锈钢探测器的热电偶组成，探测器永久地安装在刚性好的传送带的上方或下方。热电偶连续地监测过程温度，每 5s 记录 1 次读数。这些温度在炉子控制器的 PC 屏幕上以过程温度曲线方式显示出来，如图 4.42 所示。

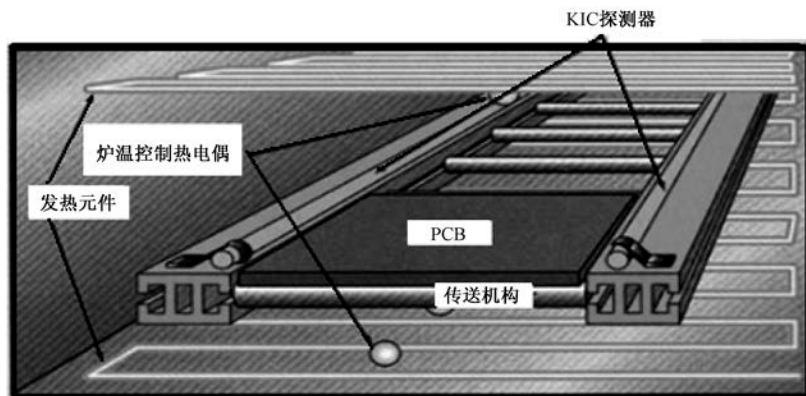


图 4.42 自动过程监测

实时温度管理系统通过由穿过式测温仪测定的温度曲线，与由实时温度管理热电偶探测器所测量的过程温度之间的数学相关性，提供对每个 PCB 的产品温度曲线。来自实时温度管理系统的数据也可通过互联网发送到远方，以最大利用这种工程资源。

实时连续温度记录的其他优点包括：消除使用标准穿过式温度记录器所造成的生产停顿和所需要的预防性维护计划。

严密控制温度过程可大大减少焊接点缺陷，减少返工工作量。

#### （6）再流温度曲线自动优化

现在有一种自动温度曲线预测工具，它允许使用者在数分钟内决定最佳的温度曲线。该工具将曲线放在所期望设定界限的使用窗口的中央。例如，如果组装件不能忍受高于  $240^{\circ}\text{C}$  的温度，但必须  $\geq 230^{\circ}\text{C}$ 。那么该自动预测工具将找出一条最佳的温度曲线，介于高限位与低限位之间的中央。

组件之间的温差必须减小，在连续生产期间再流炉温度的变化必须最小，以确保产品质量和产能。为了实现这一点，再流炉的温度传导必须精确控制。

一个具有精密控制的各个加热单元和“IR+强制对流”复合系统，与自动温度曲线预测工具和连续实时温度管理系统相结合后，该再流技术就为未来的无铅电子制造商提供了零缺陷生产的可能。

#### (7) 无铅再流焊接典型炉温曲线 (Sn-Ag-Cu)

针对无铅焊料合金 (Sn-Ag-Cu) 的典型温度曲线，如图 4.43 所示。

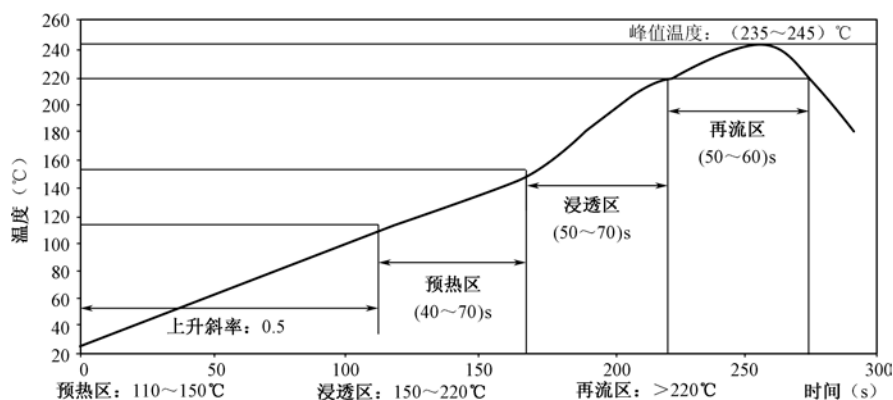


图 4.43 典型的无铅再流曲线 (Sn-Ag-Cu) (1)

#### (8) 参数调节归纳

- ① 使用高温无铅焊料合金的液相线：217~227℃。
- ② 升温斜率：1~5℃/s。
- ③ 所有温区：60~120s。
- ④ 预热温度：160~180℃。
- ⑤ 再流区（上/下两个温区）焊接温度：235~240℃，持续时间 40~70s。
- ⑥ 峰值温度超过熔点：15~20℃。
- ⑦ 最大温度：约 250℃，(5~10) s。
- ⑧ 相邻间隔之间 PCB 上的温度规定值如下。
  - 在再流区温度不均匀性： $\Delta T < 10^\circ\text{C}$ ；
  - 炉腔横向温度不均匀性： $\Delta T \leq \pm 1.5^\circ\text{C}$ ；
  - 冷却区：可调整；
  - 冷却散热速率：3~6℃/s；
  - 在再流炉出口处 PCB 上的温度：max 40~80℃。

## 4.4 无铅再流焊接焊点缺陷

### 4.4.1 无铅再流焊接缺陷的主要类型

#### (1) 焊点外观质量

无铅焊料（以 Sn-Ag-Cu 为例）焊点外观不如 Sn-37Pb 钎料的好，表面易出现凹凸不平，如图 4.44~图 4.49 所示。

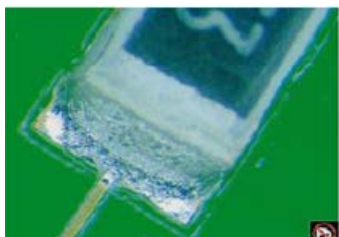


图 4.44 焊点外观 (1)

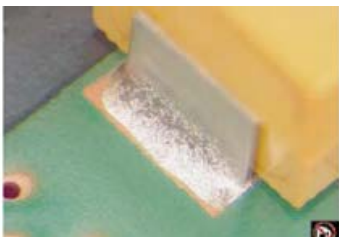


图 4.45 焊点外观 (2)



图 4.46 焊点外观 (3)



图 4.47 焊点外观 (4)

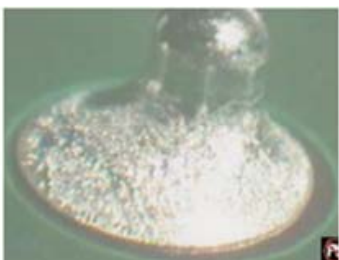


图 4.48 焊点外观 (5)

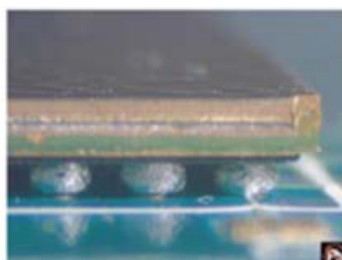


图 4.49 焊点外观 (6)

上述各焊点本身是好的, 出现此问题的原因, 普遍认为是因为无铅焊料存在的液相温度和固相温度之间的液—固混合区过大。因此, 原有产品检验标准要作相应的调整。IPC-A-610D 在焊接可接受性要求的相关条文中已做了表述。

#### (2) 虚焊概率高

由于无铅焊料本身的润湿性差, 所以在再流焊接时若助焊剂活性不够, 或者焊接的工艺参数控制不合适时, 就极易发生虚焊现象。

#### (3) 焊点覆盖面积减少

无铅焊料合金黏度大、漫流性差, 所以形成的焊点在焊盘表面上不能完全覆盖, 如图 4.50 所示。

当 PCB 采用 OSP 有机可焊性保护涂层时, 在焊盘的侧壁上就可能出现露铜现象, 如图 4.51 所示。

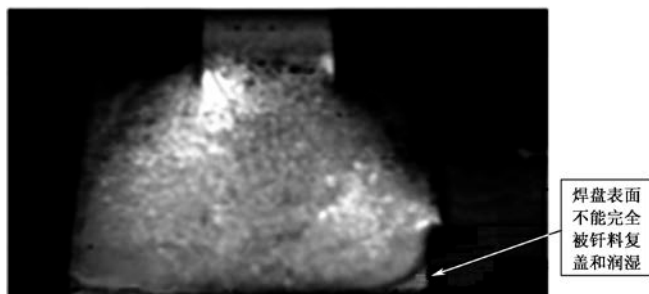


图 4.50 焊料覆盖性

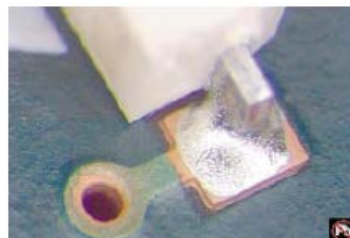


图 4.51 焊盘露铜

#### (4) 立碑现象更明显

阻容元件的立碑现象是焊接过程中需要考虑的问题。无铅焊料有更高的熔点及更大的表面张力, 将使这一问题变得更加严重。焊膏在阻容元件的一端比另一端先熔化, 是此不良现象产生的主要原因。另外, PCB 焊盘上焊膏过多以及元件贴装不对称也会导致立碑; 当阻容元件焊

盘处在沉埋孔上时，立碑现象更为明显，这是因为沉埋孔上的焊盘热容量低导致升温非常快。

4.4.2 影响无铅再流焊接焊点质量的因素

1. SOP/QFP 封装无铅化的影响

SOP/QFP 封装实现无铅化的难题是，如何耐受无铅再流焊接过程中的高温。NEC 公司通过利用一种可耐受 260℃ 高温配方的树脂作为 SOP/QFP 封装用树脂材料，实现了无铅化再流焊接，其具体措施见表 4.4。

表 4.4 模塑树脂材料配方

树脂构成成分	措施内容	树脂效能
树脂	耐高温性树脂	耐热性优良
硬化剂	选用新型硬化剂	具备黏性、强度和流动性等性能
填料	多加填料并使填料球型化	防止高温引起热膨胀
添加剂	修改添加剂配方	利于批量生产和提高可靠性
脱模剂	改进配方	效能同上
阻燃剂	无 Br-Sb 化	适应环保要求

2. BGA 封装无铅化的影响

BGA 封装的模塑树脂选择方法，和上述的 QFP/SOP 封装的模塑树脂选择大同小异，关键是耐高温和防止膨胀，以及严防出现气泡和空洞。对于 BGA 用基板，选取新材料、优化布线图形和研究多层基板新工艺是其中的关键。

3. 元器件封装引脚镀层无铅化的影响

实践证明，在 SMT 工艺流程中，元器件封装引脚的无铅镀层膜的质量很重要，直接影响批量生产能力和焊点牢固性和可靠性。多种无铅镀层分析研究结果，详见表 4.5。

表 4.5 封装引脚无铅镀层特性

镀层种类		SnPb	SnBi	SnCu	SnAg	Sn	NiPdAu
金属特性	成分 (wt%)	Pb: 10	Bi: 2.5	Cu: 1.5	Ag: 3.5	纯 Sn	—
	熔点 (°C)	183~215	221~230	227~296	221	232	熔融
焊料特性	润湿性	优	良	可	可	可	良
	焊接温度 (°C)	优	良	可	可	可	良
	黏结强度	良	良	良	良	良	良
产生金属须		良	良	可	良	可	优
批量生产性		优	良	良	可	优	良
成本		优	良	良	良	优	可

## 第5章 无铅手工焊接技术

### 5.1 无铅手工焊接技术所面临的问题

无铅手工焊接所面临的主要问题有以下几方面。

- (1) 由于无铅钎料合金的润湿性能较差，所以在钎料流动/焊点形成阶段的时间稍有增加。
- (2) 同种钎料合金成分的变化对助焊剂活化和最高焊接温度没有大的影响。
- (3) 焊接烙铁温度会影响最高焊接温度。如果在焊接初期能实现良好的热传递，这种影响会最小化。
- (4) 需要正确处理焊接时间、耗费成本和提高焊点质量之间的平衡。提高烙铁头温度可能会改善无铅钎料的润湿性能，使整体焊接时间缩短，但这可能会影响助焊剂活化速度，并有可能损伤印制电路板和元器件。
- (5) 尽力改善并保持高的热传递效率，是减少热损伤和尽可能地降低焊接成本的最佳方案。

### 5.2 无铅钎料合金的手工焊接工艺

#### 5.2.1 无铅手工焊接在现代电子装联工艺中的意义

再流焊接、波峰焊接已无可置疑地成为了现代电子组装中举足轻重的工艺方法和手段，它们不仅焊接效率极高，而且焊接质量好、工艺参数可控且稳定、重现性好。然而，现状也表明，尽管手工焊接是一种原始的落后工艺，但是还不能完全淘汰。有一些复杂的PCBA组装件的组装工艺路线的末端，总还有一些穿孔组件需要手工焊接完成。所以手工焊接工艺控制水平，仍然会对制造成本、质量和产能有很大影响，对无铅化产品尤其如此。因此，继续展开对无铅手工焊接工艺的深入研究是必要的。

#### 5.2.2 无铅手工焊接的物理、化学过程及要求

##### 1. 手工焊接基础技术

焊接是电子装联工艺中不可缺的关键环节，焊接的目的无外乎以下两个方面：

- 良好的电气导通；
- 持久的机械连接。

焊接并不是通过熔化的钎料将元器件的引脚与焊盘进行简单的黏合，而是钎料中的Sn与Cu发生了化学反应，产生了新的金属间化合物。图5.1所示是放大1000倍的手工焊接焊点剖面，可以清楚地看到在焊盘与钎料之间确实形成了新的物质，经过研究证明这种新物质是由 $\text{Cu}_3\text{Sn}$ 和 $\text{Cu}_5\text{Sn}_6$ 构成的。

要实现理想的焊接，得到可靠的焊接结果，焊接过程必须在特定的工艺控制条件下完成。因此，在再流焊接和波峰焊接中，对工艺参数的控制和温度曲线的要求非常严格。然而在手工焊接中，这些往往都被忽视了。

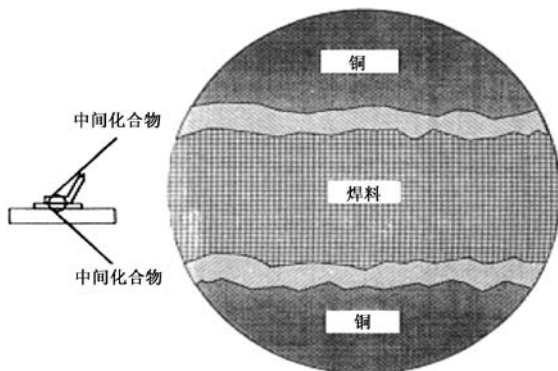


图 5.1 放大 1000 倍的手工焊接的焊点剖面

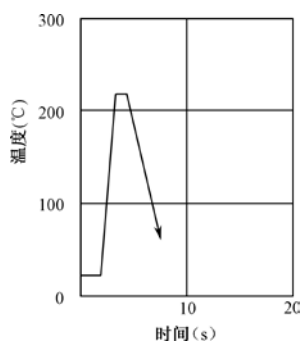


图 5.2 钎料 (Sn-37Pb) 的理想手工焊接温度曲线

经过多年的实践,德国 Ersa 公司对手工焊接工艺做了大量的研究工作,以有铅钎料 (Sn-37Pb) 为例,总结出如下最为理想的手工焊接工艺:

- 焊接温度为 220℃, 焊接时间为 2s;
- 在各方面条件允许的情况下,尽可能缩短升温时间。

图 5.2 所示为有铅钎料 (Sn-37Pb) 的理想手工焊接温度曲线。

## 2. 手工焊接物理化学过程

手工焊接物理过程如图 5.3 所示。图中所示的过程说明如下。

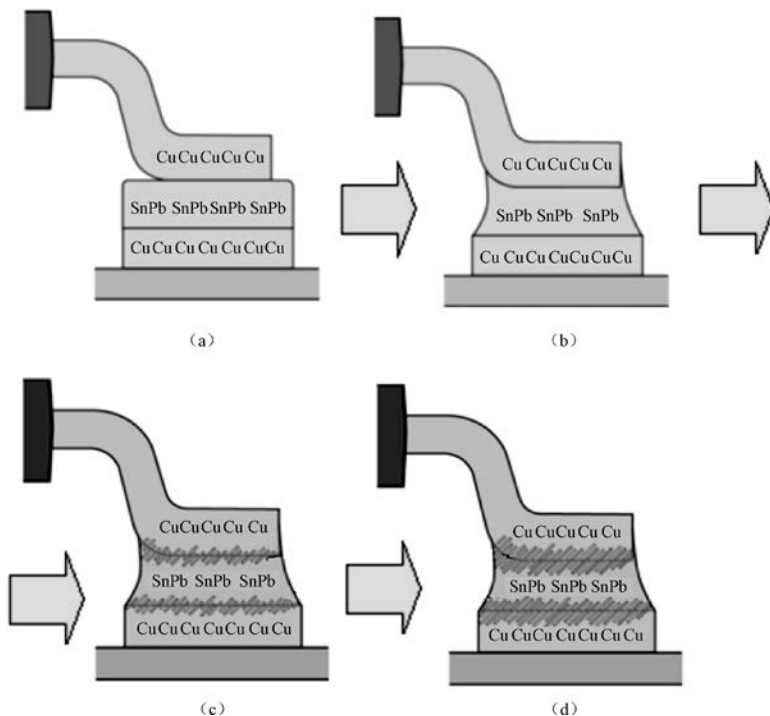


图 5.3 手工焊接物理化学过程

- (1) 焊接前室内温度为  $25\sim 30^{\circ}\text{C}$ 。这时引脚、钎料和焊盘均为固态状态，它们之间没有连接。
- (2) 温度达到钎料熔点温度  $183^{\circ}\text{C}$  时，引脚、钎料和焊盘之间由于熔化钎料的表面张力黏结在一起。
- (3) 达到化学扩散反应的温度  $210\sim 220^{\circ}\text{C}$  时，化学反应使引脚、钎料和焊盘之间形成了新的金属间化合物而实现持久的焊接。
- (4) 当温度达到  $280\sim 350^{\circ}\text{C}$  或更高时，形成的中间金属间化合物太厚，会使机械强度下降。在手工焊接过程中，形成的中间金属间化合物的厚度，如图 5.4 所示。

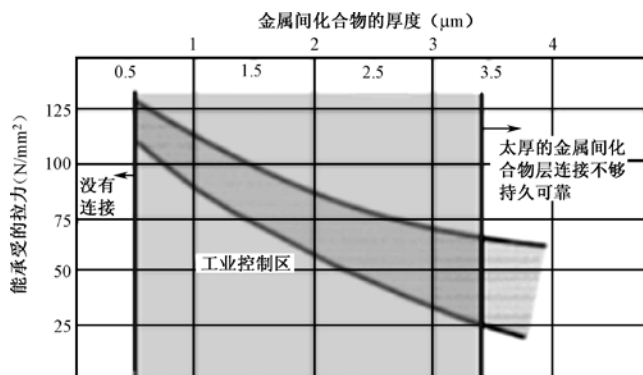


图 5.4 中间金属间化合物的厚度对机械性能的影响

从图 5.4 中可明显看出：随着温度的升高，机械强度明显下降。因此要想实现理想的焊接，严格控制焊接温度是非常重要的。焊接温度过低会造成冷焊；焊接温度过高，则因形成的中间金属间化合物过厚，会导致焊点机械强度下降、可靠性降低。

## 5.3 无铅手工焊接工具

### 5.3.1 无铅手工焊接工具的特性

#### 1. 烙铁头温度特性

- (1) 好的电烙铁热恢复特性，如图 5.5 所示。

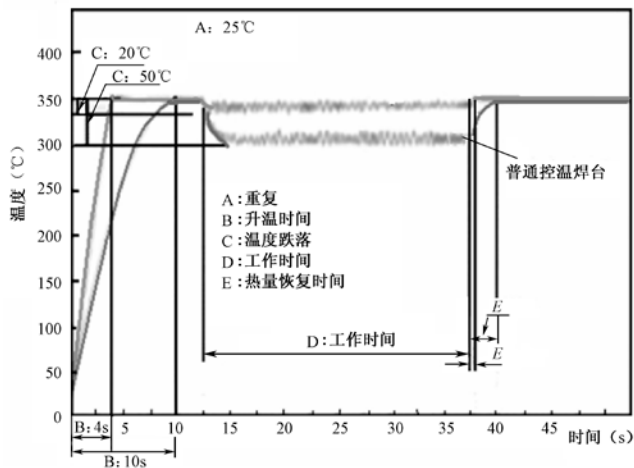


图 5.5 热恢复特性

(2) 低效的加热系统不能检测烙铁头的热量流失，则回温就很慢，导致下一个焊点必定是较冷的，如图 5.6 所示。

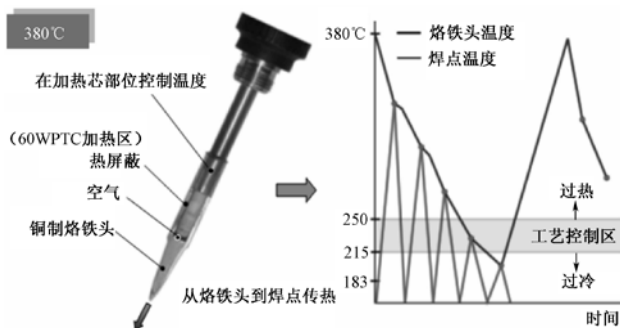


图 5.6 回温速度慢与不良的焊点质量

(3) 良好的闭环控温可以保证在焊接中快速回温，如图 5.7 所示。

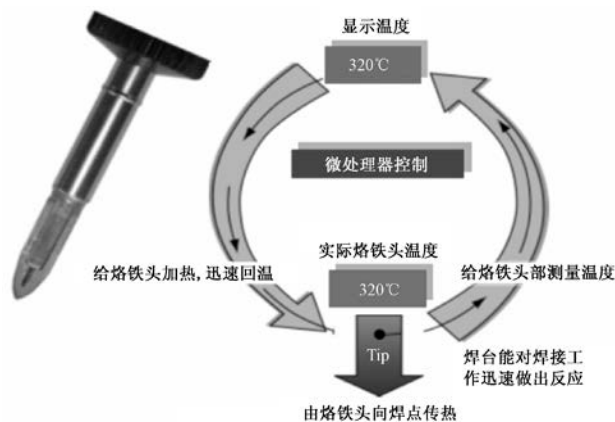


图 5.7 良好的闭环控温

(4) 加热系统若能检测出烙铁头的热量流失，那么回温就很快，其结果是使每一个焊点都可在工艺控制区内完成，如图 5.8 所示。

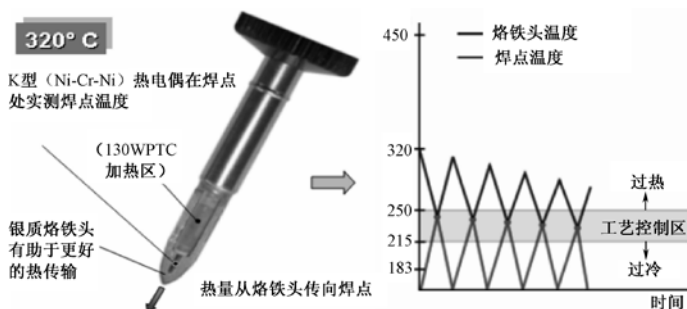


图 5.8 最快的回温速度保证了焊接质量

## 2. 烙铁头的耐腐蚀性与寿命

烙铁头寿命降低有以下几个原因。

- (1) 无铅钎料属于高 Sn 钎料，对 Cu 熔蚀迅速。
- (2) 无铅钎料熔点高，高温下氧化加剧。



- (3) 采用活性更强的助焊剂。
- (4) 加厚电镀 Fe 层不能提高烙铁头寿命，只会降低热量的传递。
- (5) 无铅焊接需经常保持烙铁头的清洁，一旦烙铁头氧化就会降低传热效率，操作员用力压烙铁头又会造成 Fe 镀层产生裂痕，加剧 Cu 的熔蚀，如图 5.9 所示。

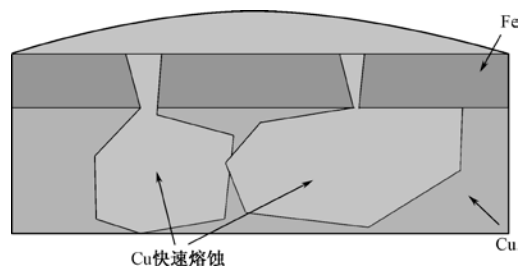


图 5.9 Cu 的快速熔蚀

5.3.2 电烙铁分类

目前在电子装联工艺中所使用的电烙铁的分类，如图 5.10 所示。

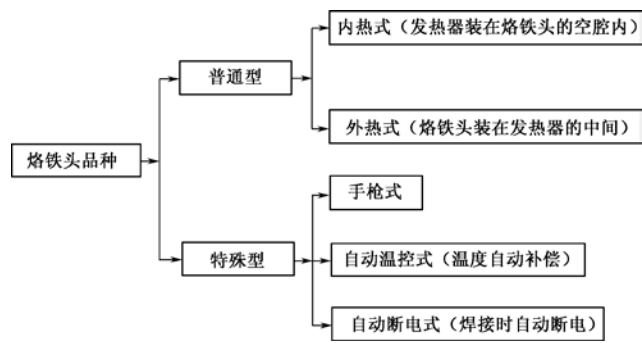


图 5.10 电烙铁的分类

5.3.3 电烙铁的选择

无铅手工焊接用电烙铁的选用，应遵循下述原则。

- (1) 加热效率高且具有温度补偿的自动控温功能，能使被焊件迅速达到熔化温度，回温快，且不损伤焊件。如果采用普通电烙铁，则电烙铁的瓦数比有铅的要提高接近一倍。
- (2) 烙铁头的前端形状和尺寸要有利于热传导，烙铁头与焊盘的接触面积要适当，如图 5.11 所示。
- (3) 使用寿命长。

5.3.4 无铅手工焊接电烙铁头温度的选择

1. 电烙铁头温度对焊点可靠性的影响

电烙铁头温度的选择对焊点的连接可靠性有着关键性的影响。如果烙铁头温度太高，焊点太热，则产生的界面金属间化合物层太厚，焊点的机械强度会降低；而若电烙铁头的温度过低，则焊点过冷，会形成冷焊，生成的界面金属间化合物层太薄，焊点机械强度不够，如图 5.12 所示。



图 5.11 烙铁头形状及尺寸的选择

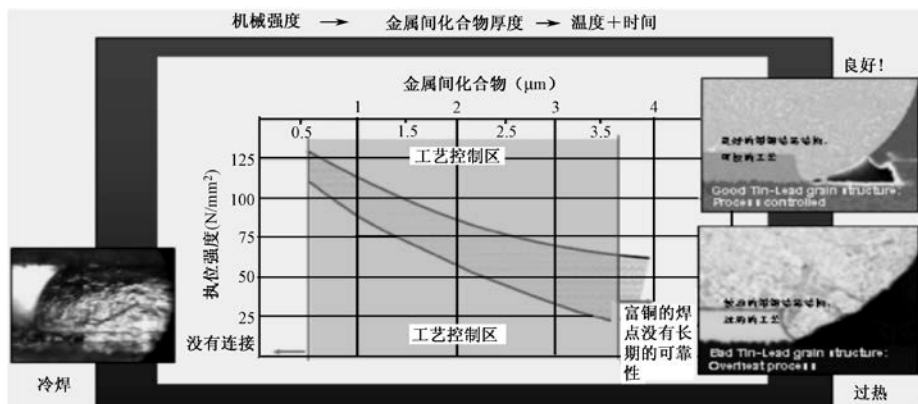


图 5.12 温度对焊点可靠性的影响

## 2. 无铅手工焊接电烙铁头温度的选择原则

无铅手工焊接电烙铁头温度的选择原则，可参考表 5.1。

表 5.1 无铅手工焊接烙铁头温度的选择

钎料名称	熔点 (°C)	焊接温度 (熔点+50°C)	烙铁头温度 (焊接温度+100°C)
Sn-37Pb	183	233	333
Sn-0.7Cu	227	277	377
Sn-(3~4) Ag-(0.5~0.7) Cu	217	267	367

## 3. 不同电烙铁系统效率比较

不同电烙铁系统效率比较如图 5.13 所示。

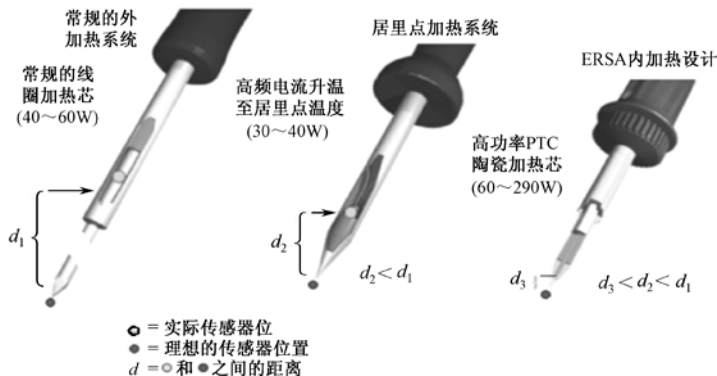


图 5.13 不同电烙铁系统效率比较

## 5.4 影响无铅手工焊接效果的因素

### 5.4.1 无铅钎料丝的选择

无铅钎料丝的选择原则如下所述。

- (1) 对于关键性能指标，要按标准在进行认证合格的产品中选择。
- (2) 按线径选择无铅钎料丝，见表 5.2。

表 5.2 无铅钎料丝的选择

选 择 原 则	焊 件 对 象	钎料丝线径
① 原则上以焊点需要的钎料量而定，量大就选用大线径的； ② 钎料丝的线径越粗，烙铁头的热量越容易被钎料丝夺取，因此选用无铅钎料丝时，线径一般要小于 Sn-Pb 钎料丝	PCB 焊点	0.5~1.0
	小型端子与导线焊接	1.0~1.2
	大型端子与导线	1.2~2.0

- (3) 钎料丝合金部分应符合工艺要求。
- (4) 助焊剂含量为 (2~3)wt% 时，喷溅现象最小。

### 5.4.2 助焊剂的考虑

焊接过程中所施加的热能也会影响助焊剂性能，电子产品手工焊接中所使用助焊剂的常见成分及其沸点如下所述。

- 酸类（己二酸、戊二酸）： 200~260℃
- 醇类（乙醇、丙酮）： 78~180℃
- 水： 100℃

由此可知，醇和某些酸的沸点都在标准的手工焊接温度之下。因此，在手工焊接工艺过程中，施加焊接热能不能太多，也不能太快，否则助焊剂就会在活化和促进钎料润湿之前蒸发掉。

要实现良好的焊接，助焊剂的选择非常重要。随着无铅焊接工艺温度的提高，氧化速度也更快，同时无铅合金的润湿力较差，所以需要使用活性“更强”的助焊剂。同样，钎料丝中所含的助焊剂量也要增加，从目前使用的 1.0% 增加到 2.0% 以上。

目前大多数电子制造商使用的是免清洗助焊剂。而由于无铅工艺使用的助焊剂的活性更强、量更大，所以焊接后也许需要对 PCB 进行清洗，这将增加一道工序。同时，引入清洗材料也会带来相应的环境问题。无铅助焊剂也会影响烙铁头寿命和焊接输出功率，烙铁头如果上钎料不当，会影响烙铁头性能。与锡铅焊接相比，在高温下无铅手工焊接使用烙铁头，性能退化更快，其原因通常与所使用的助焊剂类型有关。

所以，对于烙铁头来说，在焊接温度较低情况下使用活性较强的助焊剂，与在高温度下使用强活性助焊剂相比，前者的寿命更长。有的操作工人在较高的焊接温度下，同时使用高活性的助焊剂，这样会很快破坏烙铁头的镀层。例如，操作工人使用高活性的水洗型助焊剂，且使用的烙铁头温度也高，使用后也不将烙铁头上的助焊剂清洗干净，这样使用的烙铁头寿命将只有几个小时。如果使用不当会导致烙铁头镀层破裂，此时对烙铁头的危害更大。

### 5.4.3 优化热传递

#### 1. 影响无铅手工焊接质量的因素

烙铁头镀层构造如图 5.14 所示,使用铜烙铁头是因为它具有高的热传递性能,Fe 镀层用于保持软 Cu 芯材料的形状并防止铜溶解,Ni 镀层用于防止熔融状态的 Sn 对 Fe 镀层的熔蚀。钎料涂层(无铅工艺时使用无铅材料)用于保持烙铁头镀层润湿并充当热桥作用。



图 5.14 烙铁头的镀层构造

一般来说,焊接无铅合金时,烙铁头的寿命都会有所下降,这是因为:

- (1) 合金钎料的 Sn 更多, Sn 容易侵蚀 Fe 镀层;
- (2) 无铅钎料的熔点温度更高,侵蚀速率与温度成正比;
- (3) 烙铁镀层的氧化率更高;
- (4) 助焊剂的活性更强。

在无铅手工焊接工艺中,焊接温度过高会对组件造成热损伤,可考虑以下几个方面的避免措施。

- (1) 使用正确的烙铁头尺寸,保持与待焊接部位的接触面积最大化,以提高热传递效率。
- (2) 提高钎料丝中的助焊剂含量和活化速度,这将有助于提高热传递效率,但有可能要进行焊后清洗。其中,合适的助焊剂活化速度至关重要。
- (3) 烙铁的升温速度能力对焊点质量影响较大,它不仅影响助焊剂活化,也影响最终焊点温度。
- (4) 选择正确的烙铁头形状,只要操作控制得当,现有的烙铁头温度大多可以应付。只有当待焊部位的热容很大时,才需要提高烙铁头温度。
- (5) 无铅合金的应用比以前更需要注意工艺控制。无铅手工焊接工艺必须进行全面定义,包括烙铁头形状、输出功率、热传递效率及烙铁头温度变化曲线等,如图 5.15 所示。

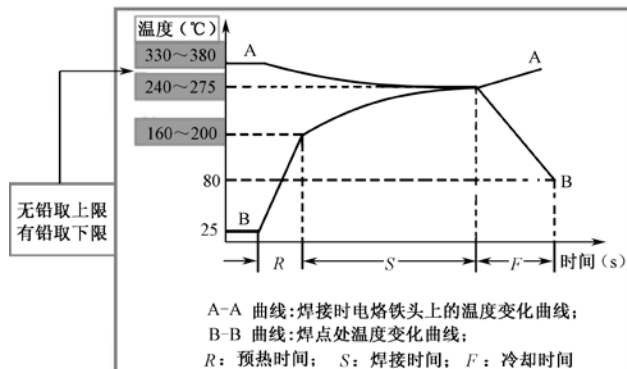


图 5.15 焊接温度变化曲线

## 2. 获得良好焊点的条件

- (1) 使用一个对钎料亲和性好的烙铁头, 烙铁头温度在钎料的液化温度之上大约  $100^{\circ}\text{C}$ 。
- (2) 烙铁头上的钎料有利于烙铁头的快速热传导。
- (3) 预热工件有助于熔融钎料流动和润湿。
- (4) 具有良好可焊性的焊盘、孔和元器件引脚, 有助于在最短的时间内形成良好的焊接点。
- (5) 在升高的温度下, 尽可能缩短焊接时间是避免对基板、焊盘与基板接合界面损伤及过厚的金属间化合物层的关键。多次暴露在钎料熔点或基板  $T_g$  (玻化温度) 之上重复温度作用的焊点, 只能使焊点的可靠性遭受连续地的降级。故最好是在 3s 内完成焊接点, 这个时间包括要求产生连接的所有的必要操作。

## 5.5 无铅手工焊接工艺过程控制

### 5.5.1 无铅手工焊接的基本过程

无铅手工焊接基本过程是由洁净烙铁头、加热焊件、添加钎料和钎料润湿扩离、撤离钎料丝和停止加热等工步组成的, 如图 5.16 所示。

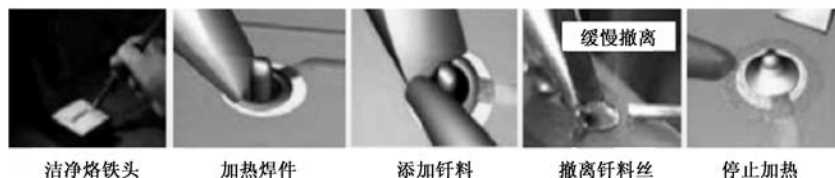


图 5.16 无铅手工焊接的工步组成

#### (1) 洁净烙铁头

- ① 烙铁头前端因助焊剂污染, 易引起焦黑残渣, 妨碍烙铁头前端的热传导;
- ② 最好在每个焊点焊接前都对烙铁头进行清洁;
- ③ 每天使用前应用清洁剂将海绵清洗干净, 沾在海绵上的钎料附在烙铁头上, 会导致助焊剂不足, 同时海绵上的残渣也会造成二次污染烙铁头;
- ④ 烙铁头的温度超过松香熔化温度后插入松香中, 使其表面涂覆一薄层松香, 然后再开始进行正常焊接。

#### (2) 加热焊件

- ① 焊件通过与烙铁头接触获得焊接所需要的热量, 如图 5.17 所示;
- ② 烙铁头应同时接触需要互相连接的两个焊件, 烙铁头一般倾斜  $45^{\circ}$ , 应避免只与一个焊件接触或接触面积太小的现象;
- ③ 烙铁头与焊件接触时应施以适当压力, 以对焊件表面不造成损伤为原则。

#### (3) 添加钎料

- ① 送上钎料丝时机: 原则上是在焊件温度达到钎料熔融温度时, 立即送上钎料丝, 如图 5.18 所示。
- ② 钎料丝应接触在烙铁头的对侧, 因为熔融的钎料具有向温度高的方向流动的特性。在对侧加钎料, 它会很快流到烙铁头接触的部位, 可保证焊点四周同时均匀布满钎料。若供给的钎料丝直接接触烙铁头, 钎料丝很快熔化覆盖在焊接处, 工件其他部位却未达到焊接温度, 易形成虚焊点。



图 5.17 加热

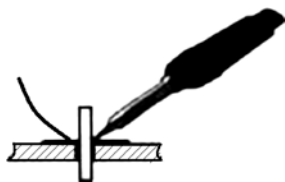


图 5.18 送上钎料丝

③ 供给数量：确保润湿角在  $15^{\circ} \sim 45^{\circ}$ ，强电焊点适当增加。要求焊点圆滑且能看清工件的轮廓。

#### (4) 撤离钎料丝

撤离钎料丝如图 5.19 所示。

#### (5) 烙铁头的撤离（停止加热）

① 钎料已经充分润湿焊接部位，而助焊剂尚未完全挥发，形成光亮的焊点后立即脱离，若焊点表面沙哑无光泽、粗糙、有毛刺，说明撤离时间晚了，如图 5.20 所示。



图 5.19 撤离钎料丝



图 5.20 脱开烙铁

② 脱离动作要迅速，一般沿焊点的切线方向拉出或沿引线的轴向拉出，即将脱离时又快速的向回带一下，然后快速脱离，以免焊点表面拉出毛刺。

③ 另一个推荐的手工焊接程序如图 5.21 所示，是快速地把加热和上好钎料的烙铁头接触带助焊剂芯的钎料丝，然后接触焊接点区域，用熔化的钎料帮助烙铁到工件的最初的热传导。然后把钎料丝移开将要接触焊接表面的烙铁头。这与前面介绍的首先用烙铁头接触引脚和焊盘，把钎料丝放在烙铁头与引脚之间形成热桥，然后快速地把钎料丝移动到焊接点区域的反面的操作方法是有些差异的。

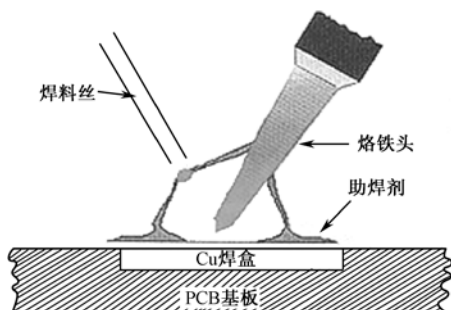


图 5.21 被推荐的另一种操作方法

## 5.5.2 无铅手工焊接工艺参数控制

### 1. 无铅手工焊接工艺参数定义

许多制造部门是通过烙铁头的标称温度来控制 and 定义手工焊接工艺参数的。随着无铅合金

的应用, 由于其熔点高于传统的锡铅合金, 所以手工焊接需要设置的工艺参数会更复杂。

IPC 是根据达到正确的焊接温度和时间来定义手工焊接工艺参数的, 这就要求人们更多地关注热传递效率, 而不仅是烙铁头的绝对温度。诸如烙铁头形状、烙铁头特性、烙铁头输出功率和焊接处接触时间等因素, 都将直接影响热传递效率。因此, 在监测、控制和定义手工焊接工艺参数时, 都必须将这些因素考虑在内。

手工焊接工艺参数可通过以下步骤进行定义。

(1) 焊接处的温度应达到钎料熔点温度以上  $40^{\circ}\text{C}$ , 保持  $2\sim 5\text{s}$ , 此时助焊剂开始活化, 钎料开始熔化流动。

(2) 钎料流动铺展于待焊表面, 在引脚上爬锡, 填充通孔并覆盖焊盘。

(3) 移开烙铁头, 钎料凝固。

## 2. 无铅手工焊接工艺参数控制

### (1) 焊接温度

同其他焊接工艺一样, 在手工焊接过程中, 正确地控制焊接温度对于保证焊点的高质量非常关键。对焊点金属间化合物层的厚度和形态进行检测, 可以获得施加在焊点上的焊接热量是否合适的信息。金属间化合物层的存在说明了钎料与焊端、钎料与焊盘之间是否发生了良好的冶金反应。

为了保证焊点有良好的机械连接, 必须控制金属间化合物层的厚度。金属间化合物层的增长速度取决于焊接温度和焊接时间。焊接温度太高会使金属间化合物层太厚, 这会使焊点太脆; 而金属间化合物层太薄, 则说明焊接温度不足, 导致焊点冷焊(如图 5.12 示)。

通常, 人们会把焊缝整体形状和表面形态作为评估焊点质量的依据。然而, 无铅焊点的表面形态和形状与过去看到的 Sn-Pb 合金焊点有明显的区别。

### (2) 温度曲线

一开始随着烙铁头和钎料丝接触焊接处, 可以看到温度快速上升, 此时助焊剂活化。当温度继续升高到钎料熔点以上时, 钎料流动, 焊点开始形成。然后, 保持约  $4\text{s}$ , 烙铁头移开, 焊点冷却。注意: 在焊点凝固过程中, 温度曲线出现一个波谷, 此时钎料从液相变成固相。实际上, 很少有操作工人的电烙铁会停留在焊点上超过  $2\text{s}$ , 所以实际温度曲线的峰值温度会更高, 峰值时间也会更短。

温度曲线测试取点是 PCB 的电镀通孔焊点。连接器通孔通常是典型的难焊的“异型”焊点, 导入无铅钎料后, 手工焊接的难度会进一步增加。通常先在电镀通孔里放置 K 型热电偶, 然后将连接器插入并开始进行手工焊接。

## 3. 无铅手工焊接要点

### (1) 正确的操作

① 热量传输速度是关键。热量传输速度越快, 助焊剂越能更好地清除氧化物和洁净部件。

② 对于润湿性, 烙铁头上热量恢复是最重要的。由于工艺温度较高, 热量补充不足会产生不良影响。

③ 低残留物的手工焊接, 需要稳定的烙铁头温度, 这样不仅可确保清除氧化物, 更可保证助焊剂残余物全部挥发。

④ 烙铁头的几何形状对于优良的热量传输也是很关键的, 烙铁头的多种选择性和易更换性对于使用也很重要。

## (2) 错误的操作

① 为了使导热更快，而将小烙铁头生硬地插入焊接处，导致烙铁头镀层破裂。

② 为了去除烙铁头上的助焊剂氧化残留，一个小时之内多次将烙铁头用磨损性材料（如砂纸等）进行过分清洗，这样烙铁头镀层会很快磨损掉；

③ 如果使用小烙铁头，在高焊接温度下将会更糟。最好考虑用较短的烙铁头进行无铅手工焊接，如果形状一样，设置的焊接温度最好低一些或相同。

④ 烙铁头上的钎料是用于清洗和保护烙铁头的，如果上钎料方法不当也会对烙铁头寿命造成危害。正确的方法是：先清洗烙铁头，清除氧化残留；然后，用海绵清洗烙铁头，清除残留的酸（海绵必须用去离子水浸湿，而不能用自来水，因为自来水中的污染物会玷污烙铁头，导致在加热后形成黑斑点）；最后，再将烙铁头用钎料覆盖，以保证其与空气隔绝，避免再次氧化。

## 5.6 无铅手工焊接中的工艺性缺陷及其对策

随着产品小型化、组装的高密度化，以及微细间距 IC 芯片、多层 PCB 基板的应用和焊接的无铅化，电子组装焊接就变得更困难了。无铅手工焊接中所面临的工艺性缺陷主要是钎料丝飞溅、桥连、烙铁头氧化、助焊剂碳化、烙铁头寿命的缩短以及对产品的热影响等。

### 1. 焊接温度的上升与钎料球、助焊剂的飞溅

往高温烙铁头上供给含助焊剂的钎料丝时，钎料丝中的助焊剂会因受热膨胀而爆裂，这是造成钎料球飞溅的原因之一。与 Sn-37Pb 钎料丝相比，无铅钎料丝的熔点更高，如果按无铅钎料丝的熔点来提高烙铁头的温度，助焊剂的活性反而会降低而失去作业性。

通常，烙铁头温度多被设定为 320~340℃。此时，钎料丝的原始温度若与室温一致（如 25℃），那么两者的温差则为 300℃ 以上。如果烙铁头温度设定为 400℃，温差就会变得更大，对钎料丝的热冲击也会更大。有人把烙铁头温度分别设定为 320℃ 和 400℃，往烙铁头上送同量的钎料丝，观察钎料球、助焊剂等的飞溅程度，其结果如图 5.22、图 5.23 所示。

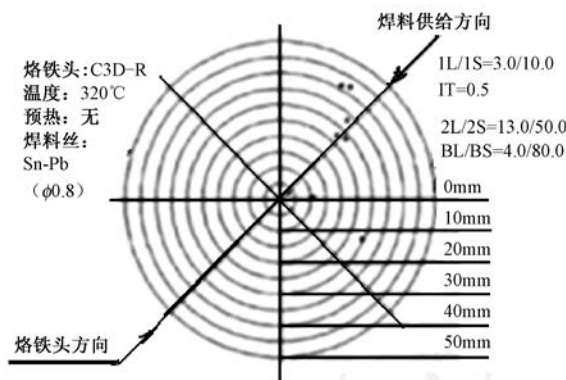


图 5.22 320℃ 的飞溅

经观察，烙铁头温度设定为 400℃ 时，飞溅明显增加。由此可知，高温时的热冲击是造成助焊剂及钎料球飞溅的原因之一。



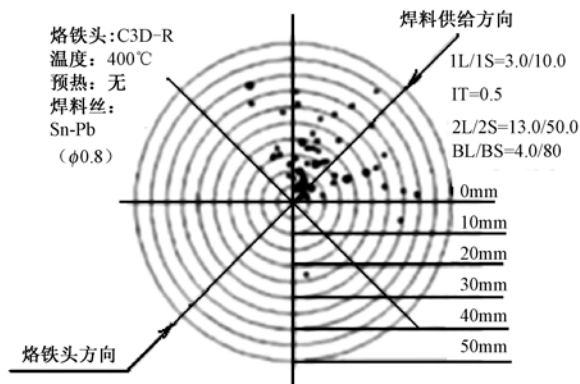


图 5.23 400°C 的飞溅

有人尝试对钎料丝进行预热来减轻热冲击。其结果与没有对钎料丝进行预热时相比较, 有很明显的差别, 如图 5.24 和图 5.25 所示。

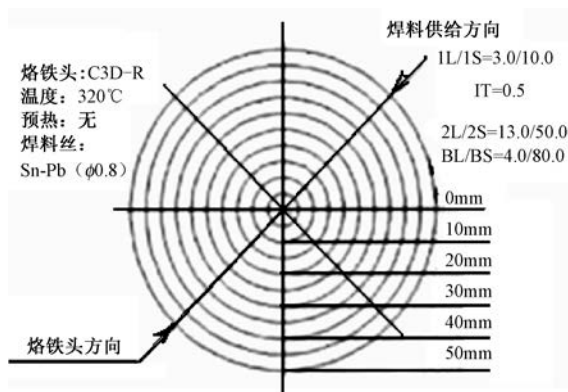


图 5.24 有预热情况 320°C 时的飞溅

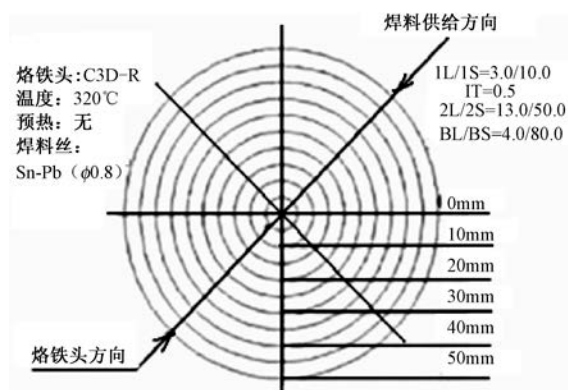


图 5.25 有预热情况 400°C 时的飞溅

比较图 5.22~图 5.25, 可发现有预热的情况下钎料球、助焊剂的飞溅大量减少了。

另外, 往烙铁头送钎料, 烙铁头的热量就会被夺走而造成温度下降, 如图 5.26 所示。在无铅焊接情况下, 我们希望烙铁头温度的下降尽可能小。而通过对钎料丝进行预热, 可以有效防止温度的下降。

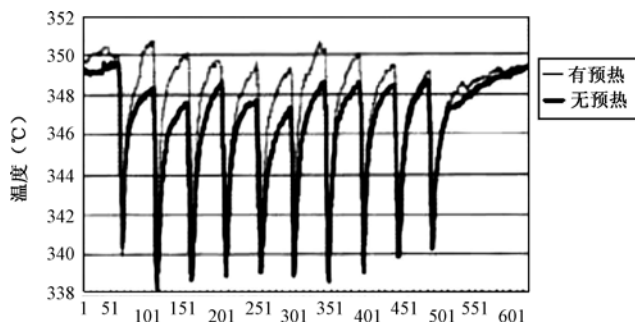


图 5.26 送钎料丝时烙铁头温度下降的测定

在氮气保护下焊接（如图 5.27、图 5.28 所示），可抑制母材及钎料丝的氧化，从而提高焊接质量效果，因而被广泛采用。利用氮气可实现以下几个效果。

（1）焊点的光泽及切面变好，减少桥连等不良情况的发生。

（2）可以减少助焊剂的残渣。为了确保焊接质量，助焊剂的含量通常为 2%~3%。对多层基板中不易渗透的通孔，也可能使用含 6%助焊剂的钎料丝。在品质上，我们希望焊接后的助焊剂残渣应尽可能少。

（3）使用氮气可以使烙铁头寿命延长 2 倍左右。这是因为在氮气保护下作业可以抑制烙铁头的氧化。

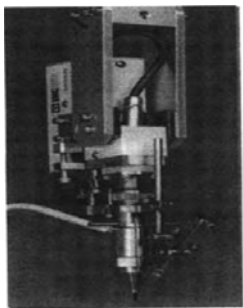


图 5.27 附有氮气加热机构的烙铁

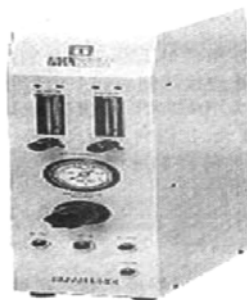


图 5.28 氮气发生装置

## 2. 烙铁头氧化及助焊剂碳化的防止

焊接作业中氧化物及助焊剂的碳化物等会附在烙铁头上，尤其是烙铁头吃锡面的氧化会造成焊接的不良。下面来分析烙铁头前端附着物的成分。

在使用 Sn-37Pb 钎料丝的烙铁头上，附着物中碳（C）的含量比 Sn 多，如图 5.29 所示，这些碳是钎料丝中的助焊剂被碳化后析离出来的。与之相反，在使用无铅钎料丝时，附着物中碳化物大幅减少，而氧化锡的含量明显增多，如图 5.30 所示。这些锡是从无铅钎料丝中含量为 96% 以上的锡，在受热被氧化成氧化锡中析离出来的。

使用无铅钎料丝时，烙铁头附着物中含有大量的氧化锡，容易对焊接产生不良的影响。因此可以使用氮气等遮断氧气来降低氧化锡的产生，从而减少附着物。

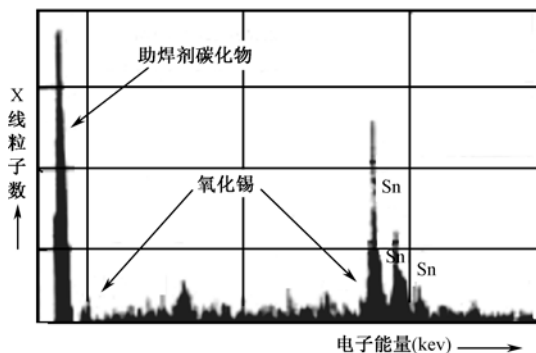


图 5.29 烙铁头附着物的能谱分析 (Sn-37Pb 钎料丝, 大气中)

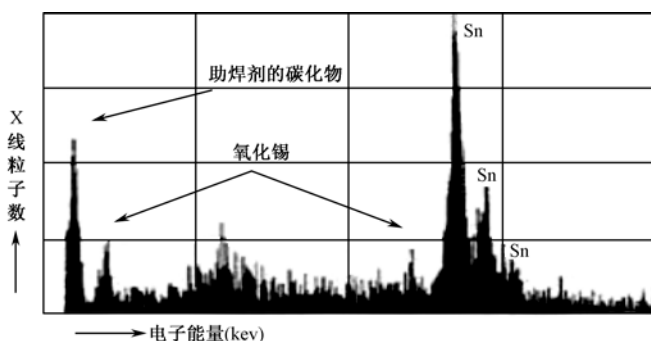


图 5.30 烙铁头附着物的能谱分析 (无铅钎料丝, 大气中)

### 3. 烙铁头寿命的延长

无铅钎料丝的使用会使烙铁头的消耗加剧。这种现象一般可解释为烙铁头吃锡面被无铅钎料丝中大量含有的锡侵蚀的结果。与使用 Sn-37Pb 钎料丝相比, 其消耗快了 2~3 倍。另外, 也可以得出烙铁头温度越高消耗就越快的结论, 如图 5.31 所示。

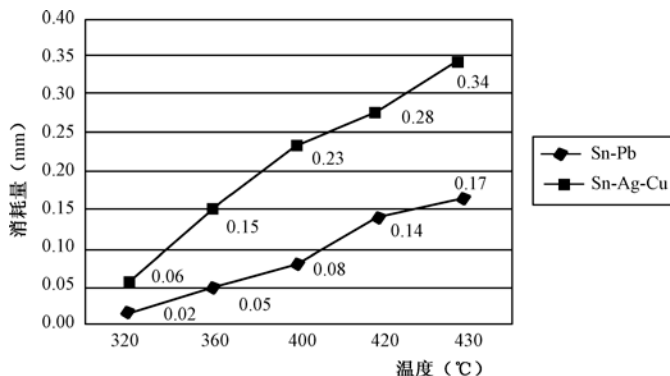


图 5.31 烙铁头温度与吃锡面消耗量

如果使用无铅钎料丝, 烙铁头的吃锡面将以有铅钎料丝的 2~3 倍的速度消耗。烙铁头温度越高, 消耗也越剧烈。由此可知, 从烙铁头的寿命观点出发, 烙铁头过高的设定温度并非上策。

#### 4. 对产品的热影响

对于无铅化，值得担心的是其对周边元器件的热影响。虽然今后耐热材料、元器件的开发会不断发展，但是仍然会存在一些没有经过耐热处理或很难进行耐热处理的部件。现在手工焊接方法由于只对端子局部加热，所以对周边元器件、部件和基板的热影响很小。然而对 CCD 类元件进行焊接时，由于 CCD 元件的保护玻璃是用黏合剂接合的，其耐热温度在 110℃ 左右，如果在焊接时整个元件的温度超过 110℃，黏合剂就会熔化。因此对 CCD 元件焊接的温度，原则上必须保持在 110℃ 以下。

## 第6章 有铅、无铅混合组装的工艺问题

### 6.1 由有铅向无铅转换中所面临的工艺问题

在电子产品生产中,全面实施有铅向无铅的转换,是一项复杂的系统工程。其中涉及诸多复杂的因素和问题。这也导致由有铅向无铅转换过程中出现了下述两种异常现象。

#### 6.1.1 转换早期的有铅焊端对无铅钎料的混用

数年前,当一些通信用终端产品(如手机等),由于进军国际市场的需要,率先要实现产品的无铅化,这一时间表给元器件、PCB等厂商带来了产品必须迅速更新换代的巨大冲击。当时由于元器件无铅化转换的滞后,系统组装企业曾经由于部分无铅元器件无货源,而只能暂时用有铅元器件来替代。这就是无铅化早期出现过的用无铅钎料焊接有铅元器件的非正常现象。

#### 6.1.2 转换中、后期的无铅焊端对有铅钎料的混用

经过几年的技术攻关,元器件等的无铅化取得了突飞猛进的发展,已经全面满足了终端产品的生产需要。由于绿色无铅化是元器件等行业发展的趋势,对元器件生产厂商来说,原有的有铅生产线,大部分都一步到位地改造成无铅生产线,市场上无铅元器件正迅速取代有铅元器件。这又导致市场上尚无无铅化要求的许多有铅产品(如通信类产品中的系统产品),因购不到有铅元器件而不得不局部选用无铅元器件替用,于是又出现了用有铅钎料焊接无铅元器件焊端的现象。由于考虑产品生产成本的压力,目前出现的有铅钎料对无铅元器件焊端混用的态势将愈演愈烈,何时才能有个终结?这只有取决于市场机制的调节和需求了。

由有铅制造向无铅制造的过渡不可能一蹴而就。因此,电子产品组装生产线在一个较长的时间内,都可能是使用双模式的生产线,即在生产中同时采用有铅材料和无铅材料进行组装。这包括在无铅工艺中使用有铅元件,或在有铅工艺中使用无铅元器件,特别是后者的比例在一个时期内还将不断上升。

### 6.2 无铅、有铅混用的分类和组合

#### 6.2.1 混用中的引脚焊端涂覆层

##### 1. 元器件焊端涂覆层

##### (1) 涂覆层材料

无铅焊接对元器件焊端表面镀层的要求是:无铅、抗氧化、耐高温(260℃),以及能与无铅钎料生成良好的界面合金。具体镀层的选择请参阅1.6.3节。

##### (2) 涂覆层工艺

- ① Im-Sn、HASL Sn;
- ② Im-Ag;

- ③ 电镀或 HASL Sn-Cu;
- ④ 电镀 Sn-Bi;
- ⑤ ENIG Ni/Au、Ni/Pd/Au。

## 2. PCB 焊盘涂覆层

### (1) 涂覆层材料

无铅焊接要求 PCB 焊盘表面镀层材料也要无铅化。目前主要用的涂覆层材料, 请参阅 1.7.3 节。

### (2) 涂覆层工艺

- ① Im-Sn、HASL Sn;
- ② Im-Ag ;
- ③ ENIG Ni/Au、Ni/Pd/Au;
- ④ OSP。

## 3. BGA、CSP 焊球用材料

目前 BGA、CSP 等焊球用的无铅合金几乎都是 SAC (如 SAC305、SAC105 等)。

## 6.2.2 无铅、有铅混用的几种常见形式

### 1. 无铅焊端对有铅焊膏

目前, 有的电子产品组装厂虽然还没有启动无铅工艺, 但是不得不使用无铅元器件, 特别是 BGA、CSP 等。因为 IC 器件公司已经不生产有铅器件了, 市场上采购不到有铅器件, 而只能用无铅器件来替代。这就造成了目前普遍存在的有铅焊膏和无铅焊端的混用。遇此情况, 可以采取一定措施予以补偿, 例如:

- ① 提高再流焊接的峰值温度到 230~235℃;
- ② 可以采用无铅钎料和无铅工艺。

### 2. PCB 焊盘无铅涂覆层对有铅焊膏

#### (1) OSP 涂覆层

在 PCB 无铅涂覆工艺中, 目前较多采用 OSP。这不仅是因为它成本较低、工艺较简便, 还因为被保护的铜层表面在焊接过程中具有较好的润湿性, 更重要的是它不论对有铅焊接还是无铅焊接均能较好地兼容。在有铅焊接工艺中, 当 HASL Sn-37Pb 合金满足不了共面性要求时, OSP 不失为一种较好的选择。其不足之处就是储存环境条件要求高, 车间寿命短。

#### (2) 可溶性金属涂覆层

Ag、Au、Pd 均能较好地溶入 Sn 及 Sn-Pb 合金熔液中。因此, 这种保护涂覆层对有铅也能兼容。但因其成本高、工艺复杂, 在普通产品中不常用。

#### (3) Sn 涂覆层

要在 PCB 焊盘上获得纯 Sn 涂覆层, 通常都是采用 Im-Sn 或 HASL Sn (俗称“喷锡”)。PCB 焊盘上的纯 Sn 涂覆层不适合 Sn-37Pb 焊膏再流焊接, 其原因如下。

① Sn 生成氧化物的自由能非常低, 它表明 Sn 极易氧化, 而且一旦被氧化要将其去除也是很困难的, 必须使用活性较强的助焊剂。而目前 Sn-37Pb 焊膏的活性都较难满足其要求。

② 纯 Sn 的熔点为 232℃, 而 Sn-37Pb 焊膏再流焊接时的峰值温度为 205~225℃, 温度不匹配。

③ 对于表面为一层氧化锡层所包裹的固态 Sn，活性较弱且熔点低（49℃）的 Sn-37Pb 焊膏很难将其润湿。采用“喷锡”工艺的更难，因为喷 Sn 时的高温会导致喷 Sn 层表面氧化得更厉害，更难焊接。

下面介绍一个案例。

某系统产品单板生产中，由于 PCB 供货公司将原本喷“Sn-37Pb”合金工艺，误解为“喷纯锡”工艺，在产品交货和前端组装工序中也未能及早发现。待到后工序电气测试中发现大面积虚焊且焊点强度特差后，经对失效焊点染色试验，发现几乎都是界面存在微裂纹所造成，经金相切片（如图 6.1 所示）和元素成分分析后才找到问题的症结。由此可见，在有铅、无铅混用期加强对物料的管理是极为重要的。

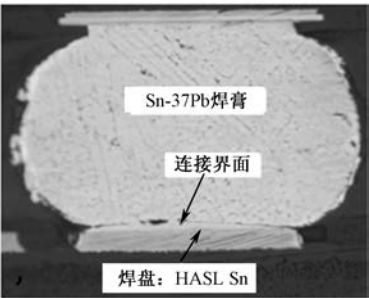


图 6.1 焊盘 HASL Sn 涂覆层与 Sn-37Pb 焊膏再流焊接后的界面

(4) Sn-Bi 涂覆层与 Sn-Pb 焊膏

无铅元器件焊端表面镀层种类很多，如日本有不少的元器件焊端是镀 Sn-Bi 合金的，如果钎料中含有铅，当铅含量达 4wt%时，Bi 会与 Pb 形成 93℃的低熔点相，影响产品可靠性。因此，镀 Sn-Bi 的元器件只能在 100%的无铅钎料中使用。对于有铅、无铅两种工艺并存的企业，在物料管理方面，务必注意制定严格的物料管理制度，如果是无铅元器件，一定要弄清楚是什么镀层材料，千万不能混淆。

6.2.3 无铅、有铅混用对焊点质量的影响

目前电子业界在有铅向无铅转换的过程中，根据无铅、有铅混用已经出现的组合情况，为了便于分析，进行了归纳总结，见表 6.1。

表 6.1 无铅和有铅混用情况的归纳与分析

元 器 件	合 金 组 合	其 他 情 况	对焊点质量的影响
BGA	BGA/Sn-Pb 焊球与无铅焊膏	无铅再流曲线	焊点会产生很大的空洞
		再流温度<217℃	由于在 Sn-Pb 区域所受拉力过大，在早期造成焊点开裂
SMT 元器件	Sn-Pb 镀层与无铅焊膏	SAC 焊膏	铅会在最后一个冷却区聚集，导致焊点早期失效
		Sn-Bi 焊膏	形成 Sn-Pb-Bi 低熔点相，导致早期失效
	Sn-Pb 镀层与无铅波峰焊		最上层的焊盘可能抬起
	无铅镀层与 Sn-Pb 焊膏	镀层与焊膏的金属含量比例非常关键	可能有大量 Ag、Au 等从镀层溶解聚集在焊点里。要慎重评估
	无铅镀层与有铅波峰焊		基本可以忽略其影响

## 6.3 无铅、有铅混用的工艺性分析

有铅、无铅元器件和钎料、焊膏材料的混用，除了要兼顾有铅的传统焊接工艺问题外，还要解决无铅钎料合金所特有的熔点高、润湿性差等问题。当有铅、无铅问题交织在一起时，要工艺上处理该类组装问题，比处理纯有铅或纯无铅的问题都要棘手。例如，在采用无铅焊膏混用情况时，要特别关注下述问题。

### 6.3.1 高温对元器件的不利影响

#### 1. CTE 不匹配所造成的影响

有铅和无铅混用所带来的高温对元器件有着非常不利的影响。例如，陶瓷阻、容元件对温度曲线的斜率（温度的变化速率）非常敏感。由于陶瓷体与 PCB 的热膨胀系数 CTE 相差较大（陶瓷的 CTE 为 3~5，而 FR-4 的 CTE 为 17 左右），因此在焊点冷却时容易造成元器件和焊点出现裂纹。

元器件开裂现象与 CTE 的差异、温度、元器件的尺寸大小成正比。0201、0402、0603 小元件一般很少开裂，而 1206 以上的大元件发生开裂失效的情况就比较多。

#### 2. 爆米花现象将更严重

对潮湿敏感元器件（MSD）而言，温度每提高 10℃，其可靠性级别就将降低 1 级。解决措施是在满足质量要求的前提下尽量降低再流焊接的峰值温度，同时对潮湿敏感器件进行去潮烘烤处理。

#### 3. 高温对 PCB 的不利影响

高温容易造成 PCB 的热变形，会因树脂老化变质而降低强度和绝缘电阻值。由于 PCB 的 Z 方向与 X、Y 方向的 CTE 不匹配，易造成金属化孔镀层断裂而失效等问题，如图 6.2 所示。

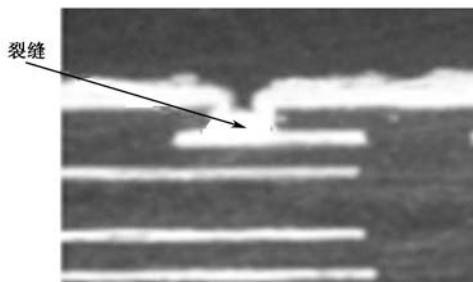


图 6.2 盲孔内层被拉裂

解决措施是尽量降低再流焊接的峰值温度，一般简单的消费类产品可以采用 FR-4 基材，厚板和复杂产品需要采用耐高温的 FR-5 或 CEMn 来替代 FR-4 基材。

有目的地尽可能降低无铅焊接的峰值温度，对大批量生产多种规格的不同 PCB 是有益处的，但其值必须能满足工艺窗口的要求。



### 6.3.2 电气可靠性

再流焊、波峰焊、返工形成的助焊剂残留物，在潮湿环境和一定电压下，导体之间可能会发生电化学反应，引起表面绝缘电阻（SIR）的下降。如果有电迁移和枝状结晶（如锡须等）的出现，将造成导线间的短路，有漏电的危险。为了保证电气可靠性，需要对不同免清洗助焊剂的性能进行评估。

### 6.3.3 混合组装的返修工艺问题

混合组装的返修相当困难，因为混合组装的返修不仅是有铅工艺的传统返修问题，还有无铅返修的新问题。无铅钎料合金润湿性差、熔点高、工艺窗口小，因此有铅、无铅混用的返工需要特别关注以下问题：

- (1) 选择适当的返修设备和工具；
- (2) 正确使用返修设备和工具；
- (3) 正确选择焊膏、助焊剂、钎料丝等材料；
- (4) 正确设置焊接参数。

### 6.3.4 焊膏与 BGA/CSP 焊球的相容性

#### 1. 组合类型

BGA、CSP 等面阵列器件的球形引脚与 PCB 焊盘表面镀层的组合类型，如图 6.3～图 6.6 所示。



图 6.3 Sn-Pb 焊球/Sn-Pb 焊膏



图 6.4 SAC 焊球/Sn-Pb 焊膏

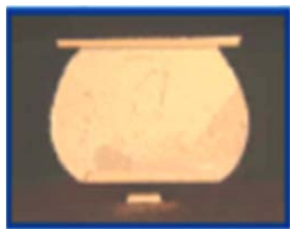


图 6.5 SAC 焊球/SAC 焊膏

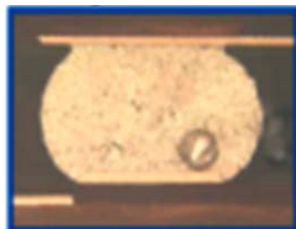


图 6.6 Sn-Pb 焊球/SAC 焊膏

图 6.3 和图 6.5 分别显示了纯有铅和纯无铅再流焊接后的焊点切片图像。从金相切片分析可见，这两种焊点质量都比较好，而全面评估起来似乎图 6.5 比图 6.3 所示焊点质量更优秀些。而图 6.6 所反映的组合再流焊后的焊点质量最差。

## 2. 组合的相容性

(1) SAC 焊球与 Sn-Pb 焊膏 (如图 6.7 所示) 工艺相容性存在一些问题。主要是使用有铅焊膏和普通温度曲线时, 因再流峰值温度为  $205\sim 225^{\circ}\text{C}$ , 当 SAC 焊球合金不能完全熔化时, 可能会产生下面的几种后果。

① 自校正作用减弱或没有自对准作用产生, 这对精细间距引脚器件尤为重要, 因为可能产生局部开路的焊点;

② 焊球塌陷不够, 器件共面性的问题更趋严重, 可能产生局部开路的焊点;

③ 焊球没有发生熔塌, 两种合金极少混合, 焊点显微结构不均匀, 可能产生内应力。

若 SAC 焊球与 Sn-Pb 焊膏混用, 当再流焊接峰值温度高于  $225^{\circ}\text{C}$  (如  $230^{\circ}\text{C}$ ) 时, SAC 焊球将完全熔化。与使用 Sn-Pb 焊球/Sn-Pb 焊膏组合相比, 其可靠性并不下降。

(2) Sn-Pb 焊球与 SAC 钎料混用时, 有铅焊球会先熔化, 覆盖在焊盘与元器件焊端上面, 助焊剂挥发物排不出去, 造成空洞, 如图 6.8 所示。

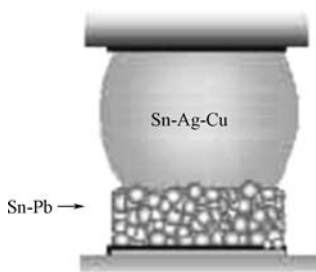


图 6.7 SAC 焊球与 Sn-Pb 焊膏

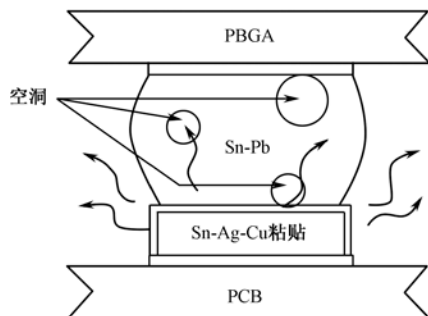


图 6.8 排气不畅形成空洞

Jessen 研究了焊膏材料与 PBGA、CSP 引脚球材料对再流焊接后空洞的影响, 其结论是在再流焊接连接中, PBGA、CSP 焊球中的空洞按下述不同组合而递减:

Sn-Pb 球/SAC 焊膏 > SAC 球/SAC 焊膏 > Sn-Pb 球/Sn-Pb 焊膏

Jessen 还以下述模型 (如图 6.9、图 6.10 所示) 对上述现象做出解释。

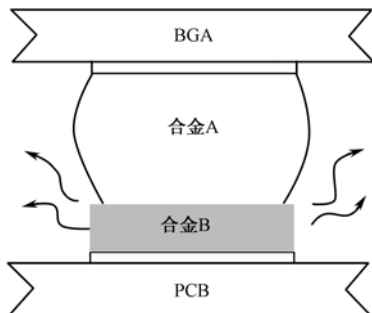


图 6.9 熔点: 合金 A > 合金 B

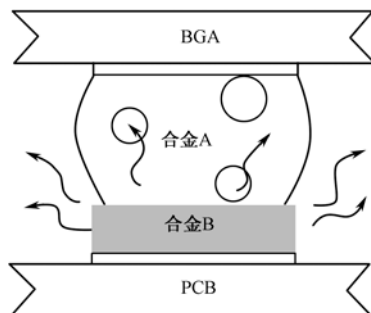


图 6.10 熔点: 合金 A < 合金 B

当钎料球的熔化温度高于焊膏的熔化温度时, 不会有助焊剂挥发气体渗透进焊球中形成空洞, 如图 6.9 所示。但是, 如果焊球的熔化温度低于焊膏的熔化温度, 如图 6.10 所示, 一旦球达到熔化温度, 则助焊剂中产生的大量挥发气体将进入熔化的钎料球中, 形成非常明显的空洞。这个空洞的形成过程将一直持续下去, 直到焊膏钎料熔化后与焊球钎料结合。而结合后反过来

又将导致助焊剂挥发物从熔化钎料内部被驱赶出来，空洞形成过程就会由于缺少挥发物质而慢慢地停止。

从上述模型可看出，只有当焊球的熔点不低于焊膏的熔点时，混合应用才是可以接受的，否则就将导致不可接受的空洞。

6.3.5 炉温曲线与控制问题

1. 有铅或无铅状态下的炉温曲线参数比较

在纯有铅或纯无铅再流焊接的情况下，因为不存在焊端镀层材料、BGA/CSP 焊球和焊膏材料之间的匹配和兼容问题，所以再流焊接炉温参数的设置，基本都有成熟的经验数据作为借鉴，见表 6.2。

表 6.2 有铅、无铅再流焊接温度曲线的工艺参数和比较

工 艺 参 数		焊 膏 类 型	
工位	参数	Sn-37Pb	Sn-Ag-Cu
升温区	温度 (°C)	20~100	20~100
	时间 (s)	60~90	100~200
	工艺窗口 (s)		要求缓慢升温
预热区	温度 (°C)	100~150	100~150
	时间 (s)	60~90	40~70
快速升温区	温度 (°C)	150~183	150~217
	时间 (s)	30~60	50~70
	工艺窗口 (s)	30	20
再流区 PCB/FR-4 (极限耐温 240°C)	峰值温度 (°C)	210~230	235~245
	工艺窗口 (°C)	240~210=30	240~235=5
	时间 (s)	60~90	50~60
	工艺窗口 (s)	30	10

2. 混用时炉温曲线参数的调控

(1) Sn-Pb 或 SAC 焊球的再流特征

① 由 Sn-Pb 或 SAC 合金制成的焊球，在再流焊过程中其物态随温度的变化特性如图 6.11 所示。

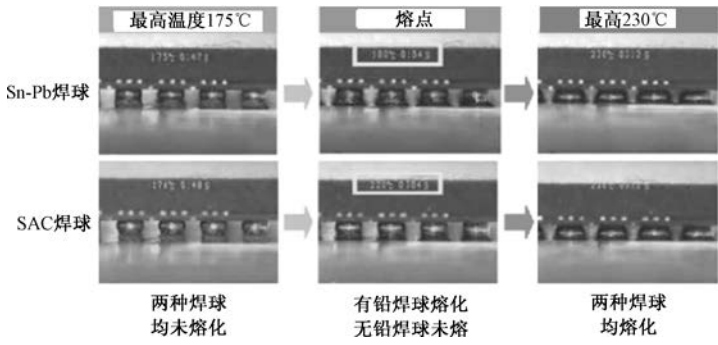


图 6.11 Sn-Pb 或 SAC 焊球在再流焊过程中随温度变化的特性

② 有铅、无铅混用将影响组合熔点。有资料显示,有 Sn-(10~15) Pb 镀层的金属引脚将使组合后的无铅焊膏熔点降低 10℃ 左右,如图 6.12 所示。

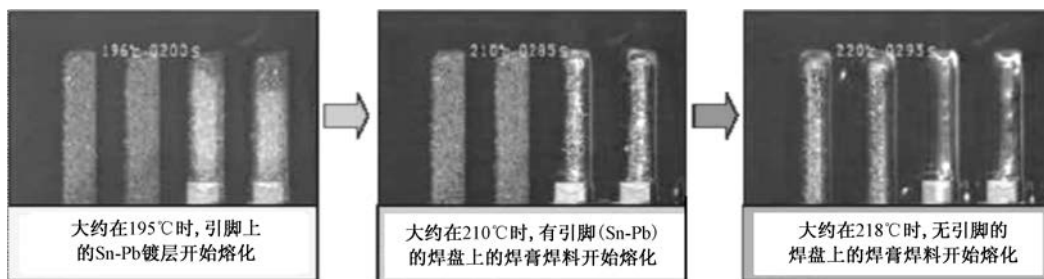


图 6.12 有铅、无铅混用影响组合后的焊膏熔点

## (2) 再流温度与微观结构

① 当用有铅焊膏再流焊接无铅焊端时,在不同的峰值温度下,其所形成焊点的微观结构比较如图 6.13 所示。

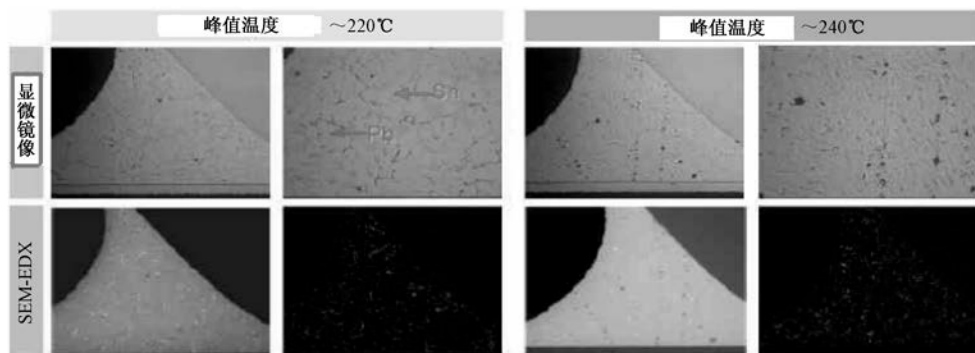


图 6.13 无铅焊端-有铅焊膏在再流峰值温度为 220℃ 和 240℃ 时的微观结构

由图 6.13 可以看出在此状态下,微观结构在 220℃ 和 240℃ 两种情况下,并无明显的差异。

② BGA 无铅焊球/有铅焊膏混用时,在不同的再流峰值温度下对焊点的微观结构的影响如图 6.14 所示。

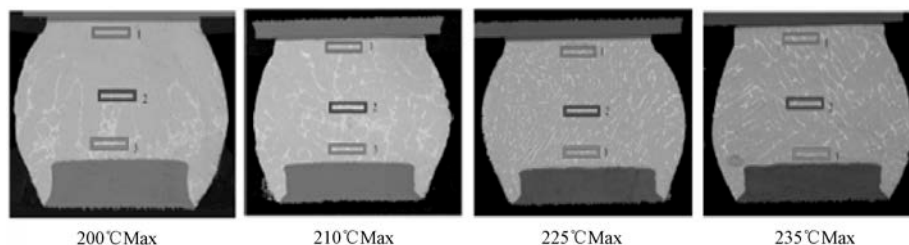


图 6.14 不同的再流峰值温度对 BGA 无铅焊球微观结构的影响

比较图中各峰值温度下的微观结构,225℃ 和 235℃ 占有优势。

## (3) 有铅焊膏/无铅焊球及焊端混用时温度曲线的优化

① SAC 焊球/Sn-Pb 焊膏的再流峰值温度的试验优选,如图 6.15 所示。

试验优选的结果是:对 PBGA 和 CSP 来说,当采用 SAC 无铅焊球和 Sn-Pb 有铅焊膏时,从兼顾元器件的耐温和工艺可靠性角度出发,建议再流的峰值温度范围取 225~235℃,优选 230℃。

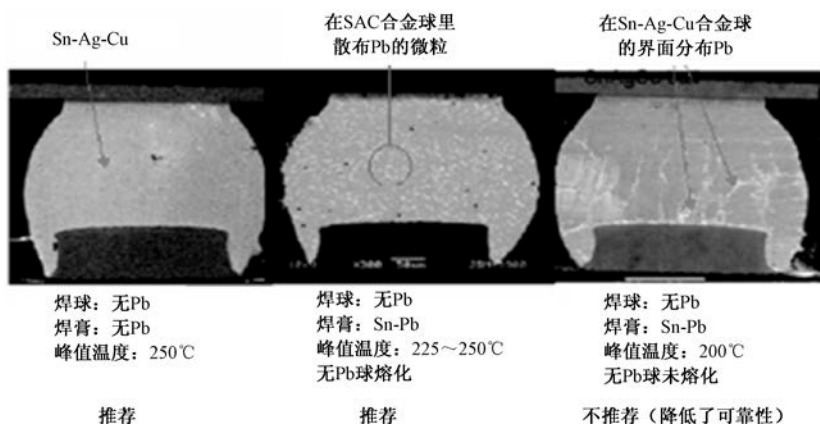


图 6.15 SAC 焊球/(Sn-Pb) 焊膏的再流峰值温度优选

② 焊端和球均采用高熔点的可溶性材料（如 Sn、SAC）时，可在有铅炉温曲线的基础上，仅将再流峰值温度提高至 230℃（焊端涂覆层为 SAC）或 235℃（焊端涂覆层为 Sn）。

③ 焊端涂覆层采用可溶性材料（Ag、Pd、Au），而焊球为 SAC 时，可在有铅炉温曲线的基础上，仅将再流峰值温度提高至大于 217℃（如 230℃）即可解决。

④ 无铅焊膏和有铅焊端混用时，必须控制 Pb、Cu 等的含量，要配制相应的助焊剂，还要严格控制温度曲线等工艺参数，否则会引起质量问题。

## 6.4 有铅、无铅混合组装的可行性评估

在有铅和无铅混用的情况下要特别关注以下问题。

### 6.4.1 焊点机械强度

无铅焊点的硬度和强度比 Sn-Pb 焊点高，变形也比 Sn-Pb 焊点小，但不能说明无铅焊点的可靠性就好。

（1）无铅钎料合金的润湿性差，空洞、移位、立碑等焊接缺陷较多，且空洞尺寸普遍有增大的趋势，如图 6.16 所示。

不论是有铅还是无铅，二次再流焊接时空洞还要不断增大，如图 6.17 所示。

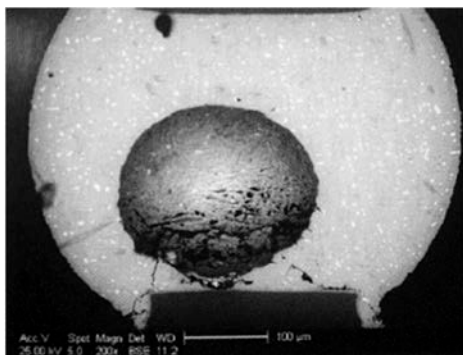


图 6.16 增大的空洞

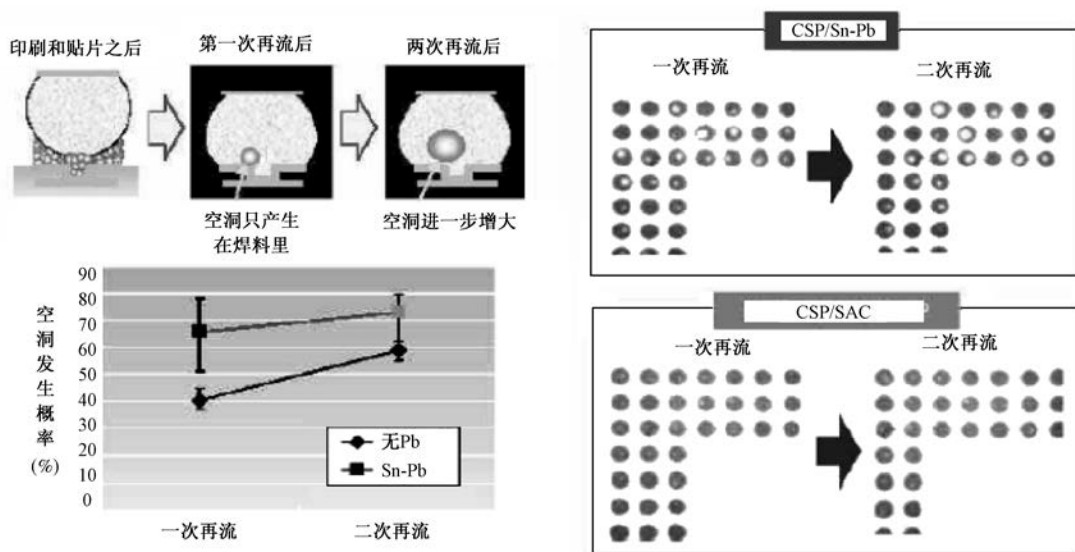


图 6.17 二次再流焊接空洞继续增大

(2) 助焊剂的活化温度不能匹配高熔点。

(3) 助焊剂浸润区的温度高、时间长，会使焊接面在高温下重新氧化而不能发生浸润和扩散，无法形成良好的界面合金层，结果导致焊点界面结合强度（抗拉强度）差而降低可靠性。

## 6.4.2 分层剥离 (Lift-off) 现象

Lift-off 现象在有铅元件采用无铅波峰焊工艺时发生得较多。当钎料熔融后，由元器件焊端镀层混入铅，特别是当铅含量达到 1%左右的微量时，焊接后在焊点与焊端交界处会加剧分层剥离现象。严重时甚至会把 PCB 焊盘一起剥离开。因此过渡阶段波峰焊接的焊盘设计可采用“阻焊膜定义焊盘”方式，用阻焊膜压住焊盘四周，这样能够减轻或避免 PCB 焊盘剥离现象的发生。

## 第7章 无铅焊点的主要缺陷现象和质量标准

### 7.1 概 述

合格的无铅焊点，意味着在被连接的表面之间形成了良好的物理的、电气的连接，且焊接过程中没有损伤元器件；被连接的表面具有良好的润湿性（可焊性）和热可焊性（即钎料在焊接过程中能够保持熔融状态，在焊点形成过程中温度不会降至熔点以下）。只有在表面可焊性和热可焊性条件都得到满足时，才能获得敷形良好的优良焊点。

目前由于无铅焊接质量标准的不完整，导致正确判断焊点的缺陷变得不清晰。最新的 J-STD-001D 和 IPC-A-610D 所定义的缺陷及可接受的标准，如焊点裂纹、焊角翘离、焊盘翘起、表面皱缩及空洞等，一直陷于是否认定为缺陷，或仅是不影响焊点可靠性的外观异常的争论之中。

无铅钎料（Sn-Ag-Cu）的焊点，与我们已习惯的光滑亮泽的锡铅焊点非常不同，如图 7.1、图 7.2 所示。按照锡铅焊点的外观标准要求，无铅焊点往往会被认为是不良的。

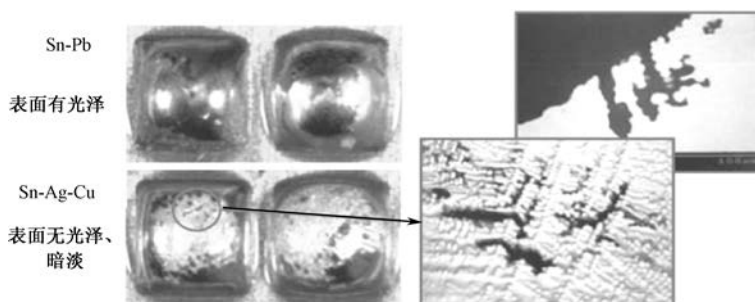


图 7.1 有铅、无铅焊点的不同（1）

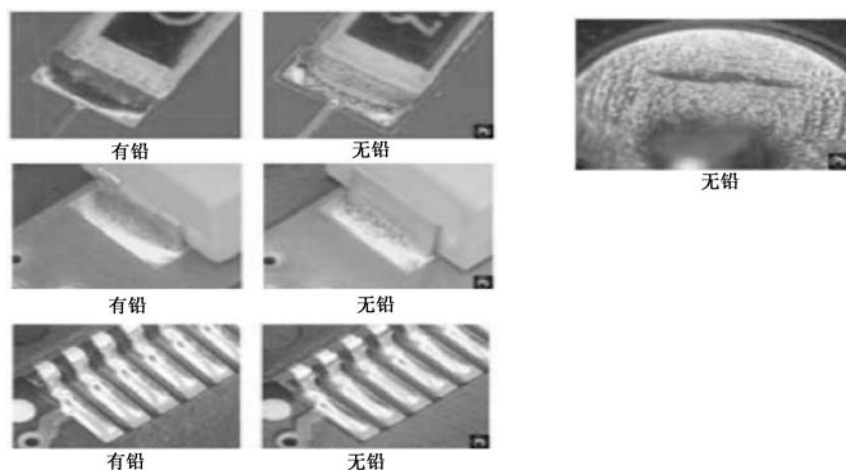


图 7.2 有铅、无铅焊点的不同（2）

## 7.2 无铅焊接典型缺陷分析及质量要求

### 7.2.1 共性的缺陷分析及其质量要求

所谓共性的缺陷，即在执行无铅波峰焊或无铅再流焊两种工艺中，所发生的一些共性的缺陷现象。主要有以下几种情况。

#### 1. 无铅焊点外观

(1) 现象。用无铅钎料合金焊接的焊点，其外观呈橘皮状的无光泽、灰暗、颗粒形态，如图 7.3 所示。

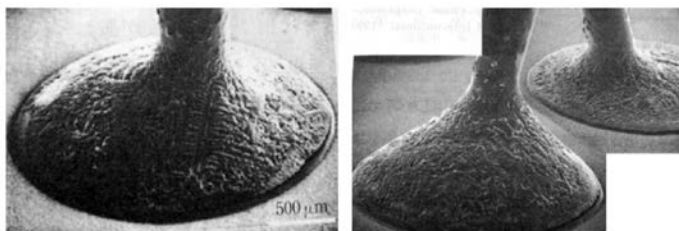


图 7.3 无铅焊点的外观

(2) 形成机理。由于 Sn-Ag-Cu 无铅钎料大多为非共晶成分，因而焊点在冷却凝固过程中，纯 Sn（熔点为  $232^{\circ}\text{C}$ ）会率先自然冷却。Sn 在凝固过程中首先生成树枝状的结晶核，然后这些晶核在冷却过程中不断长大（即 Sn 不断被析出），形成树枝的主干和枝干，相当于凝固后的表面凸出部分，如图 7.4 所示。从焊点的总体外观来看呈现出许多颗粒状的突起，微切片中可清楚地见到纯 Sn 枝晶的分布，如图 7.5 所示。

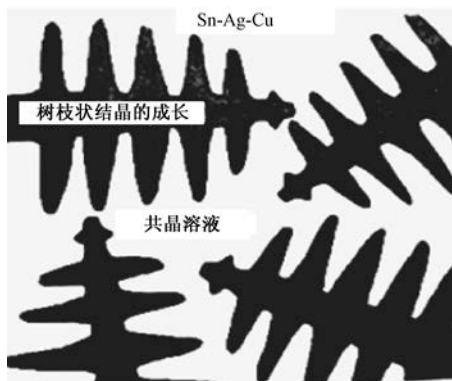


图 7.4 SAC 中 Sn 冷凝形成的枝晶

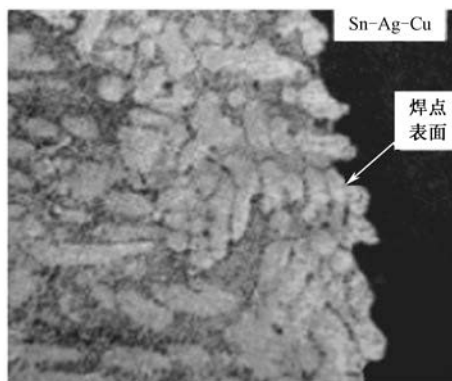


图 7.5 树状组织导致表面凹凸不平

(3) 可接受性。对于采用无铅钎料合金和大热容量的 PCB 焊接（再流焊、波峰焊）工艺，常产生暗淡无光泽、发灰或沙粒状的外观，这些都是正常焊点，都是可以接受的。

#### 2. 冷焊

(1) 现象。焊点表面不平滑，严重时引脚四周产生皱褶或裂缝，如图 7.6、图 7.7 所示。





图 7.6 冷焊焊点 (1)



图 7.7 冷焊焊点 (2)

(2) 形成原因。这一点将在第 8 章中将详细讨论。

(3) 可接受性。出现此现象时均应拒收。

### 3. 桥连

(1) 现象。在两个或两个以上的不同电位的焊点间，被钎料连结成导电通路的现象，称为桥连，如图 7.8、图 7.9 所示。



图 7.8 桥连 (1)



图 7.9 桥连 (2)

(2) 形成原因

- ① 被焊金属表面可焊性差，润湿性不良；
- ② 焊接热量供给不足；
- ③ 助焊剂作用太弱或功能完全丧失；
- ④ PCB 夹送倾角太小（波峰焊）；
- ⑤ 夹送速度太慢，焊接时间过长，助焊剂大量消失，导致 PCB 与波峰钎料脱离时已无助焊剂保护；
- ⑥ 引脚伸出太长（波峰焊）；
- ⑦ 焊点间距太窄。

(3) 可接受性。出现此现象时均应拒收。

### 4. 焊点钎料量不足

(1) 现象

- ① 钎料未能覆盖焊盘，如图 7.10 所示；
- ② 润湿角  $\theta < 15^\circ$ ，如图 7.11 所示。

(2) 形成原因

- ① 基体金属表面被污染、不润湿；
- ② 焊接时 PCB 夹送倾角过大（波峰焊）；
- ③ 小引脚，大焊盘；
- ④ 受芯吸现象影响；

## ⑤ 焊膏印刷量偏少。



图 7.10 钎料少 (1)

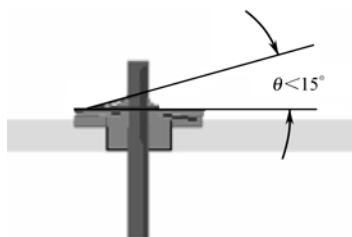


图 7.11 钎料少 (2)

## (3) 可接受性

## ① 可接受条件:

- 最少钎料润湿量应 $\geq 50\%$ 的被焊面积, 如图 7.12 所示;
- 润湿角  $90^\circ \geq \theta \geq 15^\circ$ , 如图 7.13 所示。

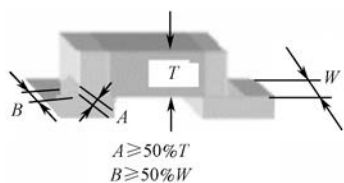


图 7.12 可接受性 (1)

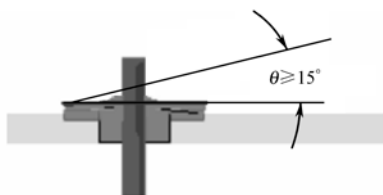


图 7.13 可接受性 (2)

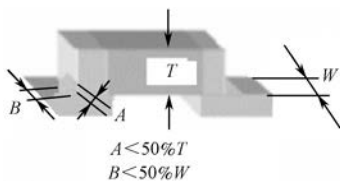


图 7.14 拒收

## ② 拒收条件:

- 最少钎料润湿量 $< 50\%$ 的被焊面积, 如图 7.14 所示;
- 润湿角  $15^\circ < \theta < 0^\circ$ , 如图 7.11 所示。

## 5. 钎料过多

## (1) 现象

- ① 焊点外形呈馒头状, 引脚外形轮廓不可见;
- ② 润湿角 $> 75^\circ$ , 如图 7.15、图 7.16 所示。

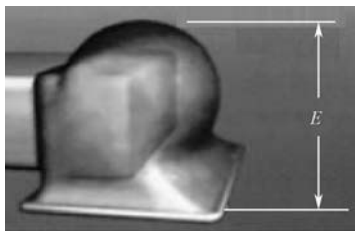


图 7.15 钎料过多 (1)

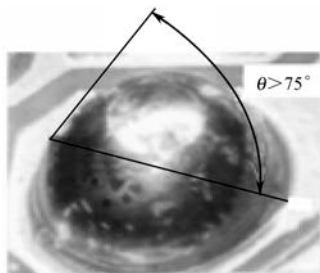


图 7.16 钎料过多 (2)

## (2) 形成原因

- ① 焊接温度偏低;
- ② 波峰焊时夹送倾角太小;
- ③ 波峰焊时 PCB 夹送速度过快, 焊点尚未热透;
- ④ 焊膏印刷过量。

## (3) 可接受性

## ① 可接受条件:

- 引脚轮廓清晰可辨, 如图 7.17 所示;
- 焊点钎料虽爬伸至末端电极顶部, 但未接触元件体, 如图 7.18 所示。

## ② 拒收条件:

- 引脚轮廓不可见, 如图 7.16 所示。
- 钎料接触元件体, 如图 7.19 所示。

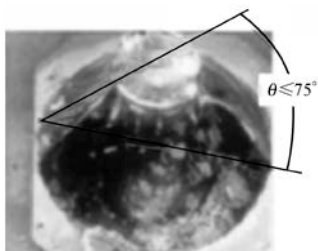


图 7.17 可接受例 (1)

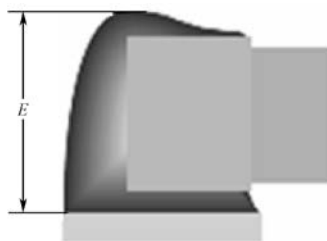


图 7.18 可接受例 (2)



图 7.19 拒收

## 6. 针孔

(1) 现象。在焊点外表面上产生针孔般大小的孔, 如图 7.20、图 7.21 所示。

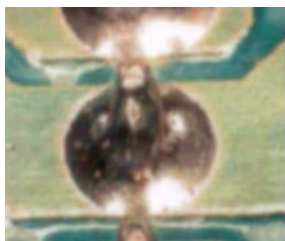


图 7.20 针孔 (1)

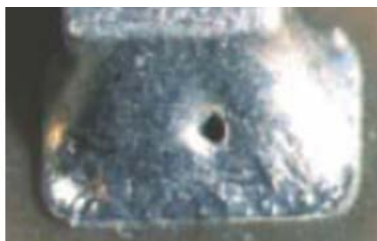


图 7.21 针孔 (2)

## (2) 形成原因

- ① 钎料中杂质成分超标, 润湿性不良;
- ② 基体金属表面可焊性差;
- ③ PCB 吸潮;
- ④ 焊接过程中表面出现了不可焊的孤点。

## (3) 可接受性

① 可接受条件: 同一个焊点上允许有两个针孔, 如图 7.22 所示。

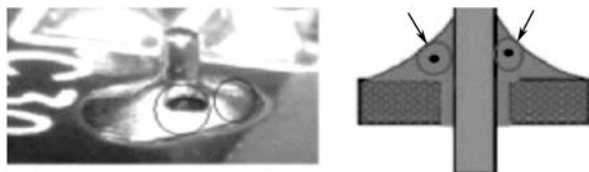


图 7.22 可接受性

② 拒收条件: 同一个焊点的针孔数超过两个, 如图 7.23 所示。

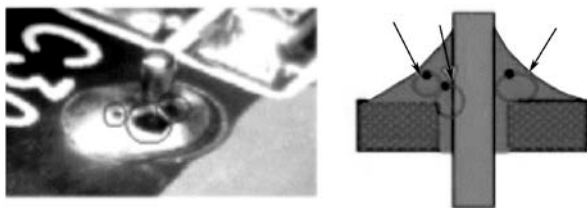


图 7.23 拒收条件

## 7. 洞穴

(1) 现象。在焊点外表面产生较大的凹坑，其深度穿透钎料层抵达焊盘表面，如图 7.24、图 7.25 所示。



图 7.24 洞穴 (1)



图 7.25 洞穴 (2)

(2) 形成原因

- 钎料受杂质污染，润湿性降低；
- 焊盘表面被油脂或有机物局部污染，丧失了可焊性；
- PCB 表面保护涂覆层出现点状或局部锈蚀；
- 助焊剂活性弱。

(3) 可接受性

① 可接受条件：洞穴面积所占角度 $\leq 20^\circ$ ，如图 7.26 所示。

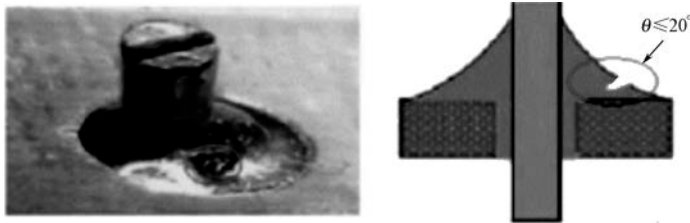


图 7.26 可接受性

② 拒收条件：洞穴面积所占角度 $> 20^\circ$ 的焊点，如图 7.27 所示。

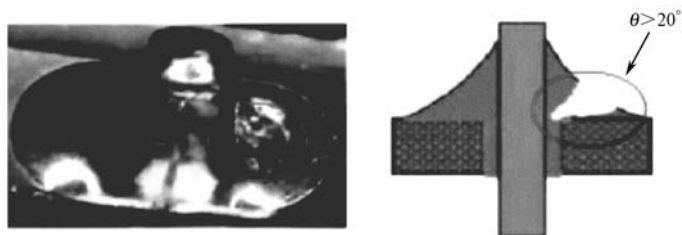


图 7.27 拒收条件

## 8. 露铜

(1) 现象。引脚端面、焊盘侧壁、焊盘和引脚焊接面等露出底层金属铜, 如图 7.28~图 7.30 所示。

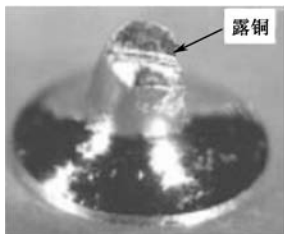


图 7.28 露铜 (1)

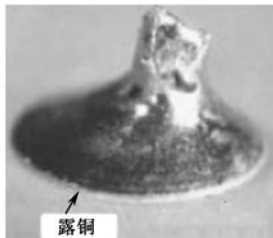


图 7.29 露铜 (2)



图 7.30 露铜 (3)

(2) 形成原因

- ① 钎料润湿性不良;
- ② 助焊剂活性不足;
- ③ 基体金属局部氧化。

(3) 可接受性

下述缺陷现象, 在无铅焊接情况下可以接受:

- ① 焊盘外侧壁及引脚之断面, 不易被钎料润湿;
- ② 焊盘或引脚露出底层金属, 其面积 $\leq 10\%$  (焊盘或引脚的面积)。

## 9. 扰动焊点

(1) 现象。焊点表面出现明显的皱褶和爆筋现象是“扰动焊点”的典型特征, 如图 7.31~图 7.33 所示。



图 7.31 扰动焊点 (1)

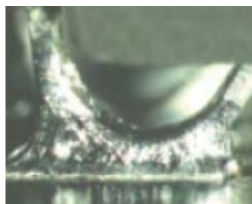


图 7.32 扰动焊点 (2)

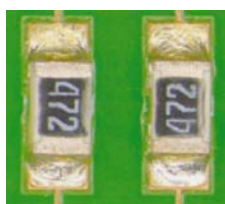


图 7.33 扰动焊点 (3)

(2) 形成原因。当钎料为非共晶合金时, 则熔融和凝固过程中一定存在一个液相与固相并存的糊状区域。它是一个极不稳定的区间, 一旦传送系统存在振动、抖动等外力干扰时就会出现明显的应力条纹外观。

(3) 可接受性。此现象对三级产品应视为不合格。

## 7.2.2 无铅波峰焊接特有的缺陷现象及其质量要求

### 1. 透孔不良

(1) 现象。波峰焊接中钎料不能透入引脚的导通孔中, 如图 7.34 所示。

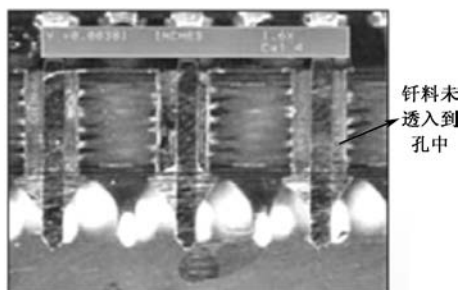


图 7.34 透孔不良

## (2) 形成原因

- ① 助焊剂未渗透到孔内；
- ② 助焊剂在预热阶段损失过多，进入波峰后数量不足；
- ③ 助焊剂活性不足；
- ④ 焊接热量不足，导致钎料润湿性不良；
- ⑤ 元器件焊端或 PCB 焊盘和导通孔可焊性不良；
- ⑥ 元器件热容量过大或散热过快。

## (3) 可接受性

- ① 可接受条件： $L \geq 75\%T$ ，如图 7.35、图 7.36 所示。

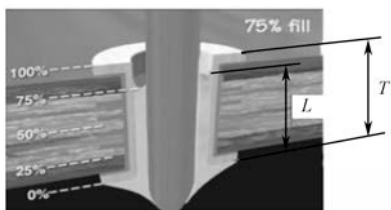


图 7.35 可接受 (1)

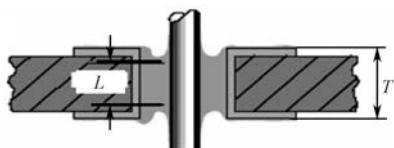


图 7.36 可接受 (2)

- ② 拒收条件： $L < 75\%T$ 。

## 2. 钎料缩孔和热裂

(1) 现象。裂缝是一种出现在无铅焊点表面上的裂缝形的小切口或小间隙，如图 7.37、图 7.38 所示。

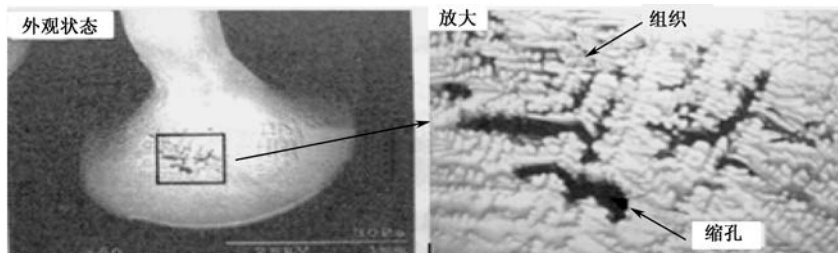


图 7.37 缩孔

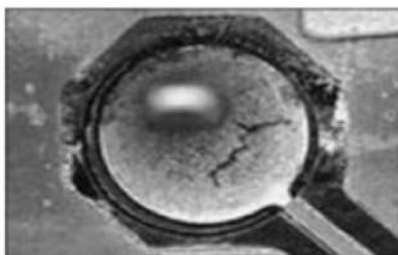


图 7.38 热裂

(2) 形成原因。目前对无铅焊点出现的微裂隙形成的原因有下述几种解释:

① 由于热胀冷缩机制再加上钎料在凝固过程中存在一个糊状阶段, 此阶段正是钎料强度很脆弱的时期。因此, 钎料最终固化成的表面就必然变成出现不少微裂隙的粗糙表面。

② 这一部分糊状体是最后凝固的, 固化过程中其体积要缩小 4% 左右。体积的缩小就会在枝晶间形成凹陷部分 (缩孔), 此现象可以通过如图 7.39 所示的试验得到验证。

③ 元器件引脚镀层熔解浸入焊点内, 少量的 Pb 或 Bi 的残余会优先驻留在晶粒的边界上, 引起早期晶粒边界的裂隙。

④ 孔大引脚细, 故设计时应采用适当的引脚直径/孔径比例。

⑤ 合金污染, 故操作中应监控合金污染程度, 特别是 Pb 污染。

⑥ 冷却速率不合适:

- 快速冷却, 裂纹多, 但是浅;
- 慢速冷却, 裂纹少, 但是深。

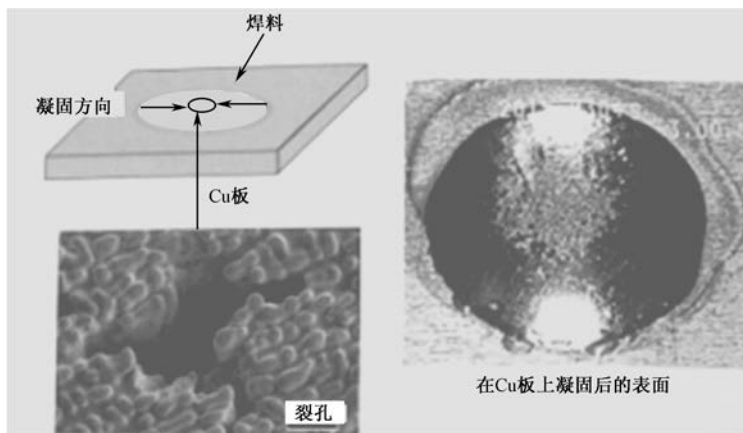


图 7.39 缩孔形成试验

(3) 案例

① 以 Sn-Cu 钎料合金为例

在焊接后的冷凝过程中, 随着 Sn 的析出, 填充在这些枝晶间的未凝固的熔融钎料 (如图 7.40 所示), 在过渡到共晶熔液 (熔点为  $217^{\circ}\text{C}$ ) 的过程中, 要经历一段固-液并存的糊状体过程。

② 以 SAC 钎料合金为例

采用 SAC 钎料合金进行波峰焊接时, 由于热容量大的接合部的冷却时间要长些, 因此在钎料表面易发生缩孔现象。

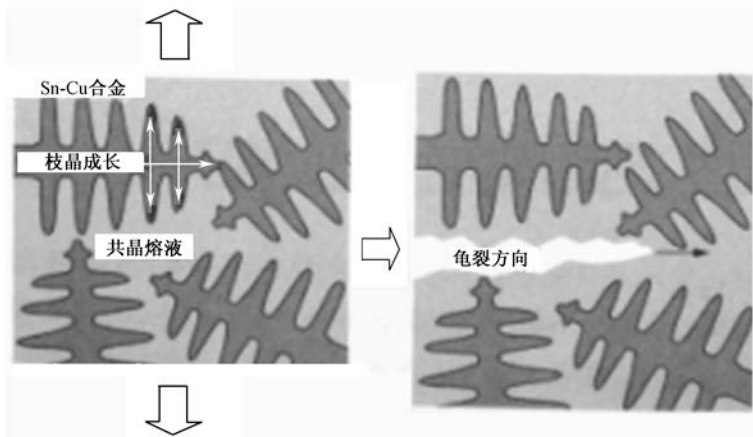


图 7.40 微裂纹的形成原因

图 7.41 描述了使用 SAC 钎料合金在波峰焊接过程中，表面缩孔的形成机理。钎料在凝固过程中，最后凝固的是填充在已经凝固的树枝状 Sn 相结晶间隙中的  $\text{Sn-Ag}_3\text{Sn}$  共晶相。 $\text{Sn-Ag}_3\text{Sn}$  共晶相凝固过程中，首先发生在表面的凝固收缩现象不断向内部发展，形成了洞穴。由于该洞穴是发生在树枝状 Sn 相结晶之间的缝隙中，故从外观上看是由裂缝形成的缩孔。

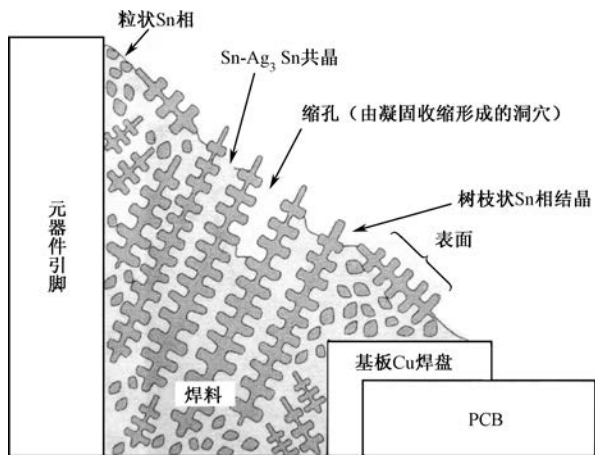


图 7.41 缩孔形成机理

日本有专家对缩孔和由金属疲劳而引发的裂缝的焊点，进行了专题试验研究。试验是以 SAC 钎料合金的焊点为对象，按  $-40\sim 125^\circ\text{C}$  各 30min 的条件进行温度循环试验，1000 次循环后用扫描电子显微镜观察钎料表面状态，如图 7.42 所示。

对缩孔和由金属疲劳引发的裂缝之间的差异，试验研究的结论如下。

- 缩孔和裂缝的形状不同：缩孔的表面是非常光滑的；而由高、低温循环试验形成的金属属于疲劳裂缝，其表面形状呈尖锐状。
- 形成的原因不同：缩孔是由自然凝固形成的；而金属疲劳裂缝是由周期循环应力作用形成的。
- 发生的位置不同：缩孔是发生在焊台中央附近钎料较厚的部位；而金属疲劳裂缝是发生在引脚附近或孔角上方钎料较薄的部位。



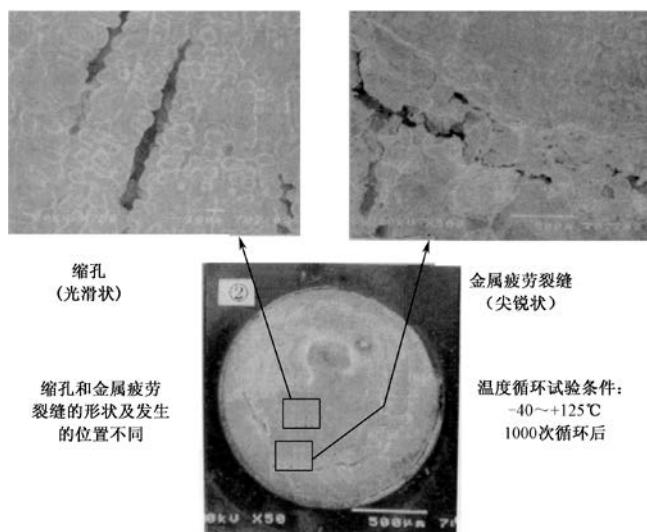


图 7.42 SAC 钎料合金缩孔和金属疲劳产生裂缝的表面状态

#### (4) 可接受性

① 可接受条件。无铅波峰焊接工艺中极易发生缩孔和热裂现象，要获得像 Sn-37Pb 那样表面平整光滑的焊点几乎是不可能的。问题是对这类焊点从可靠性角度出发，在什么样的情况下是可以接受的。

通过广泛的试验研究和论证，目前业界普遍认为热裂/缩孔只要不太深（可见到其底部）时，大多情况下很少影响 PCBA 的可靠性，因而这种缺陷是可以接受的。

② 拒收条件。缩孔或热裂纹当出现下述情况时，则应拒收。

- 缩孔或热裂纹太深，不见底，如图 7.43、图 7.44 所示；

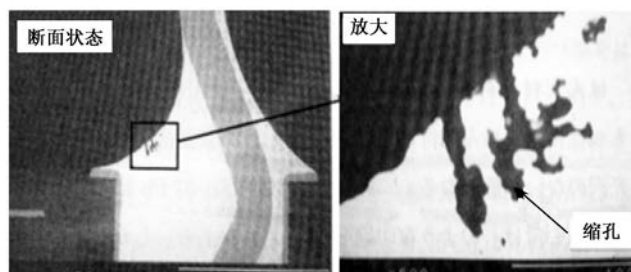


图 7.43 热裂纹太深

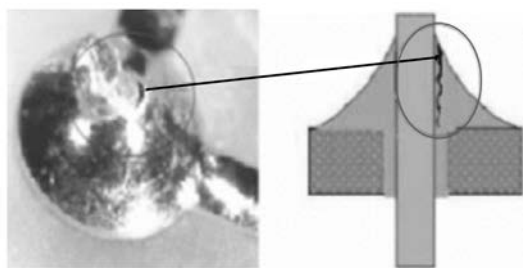


图 7.44 目视时深不见底

- 缩孔或热裂纹已触及焊盘，如图 7.45 所示；
- 缩孔或热裂纹已触及引脚，如图 7.46 所示；
- 缩孔或热裂纹已触及孔壁，如图 7.47 所示。

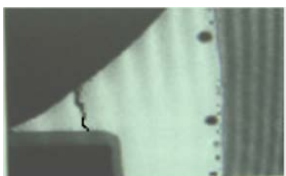


图 7.45 已触及焊盘



图 7.46 已触及引脚

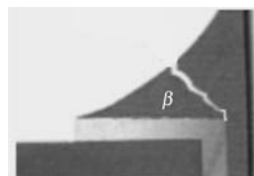


图 7.47 已触及孔壁

### 3. 起翘、分离

这是无铅波峰焊接中最突出的缺陷现象，要更深入地分析此问题和寻求有效的抑制措施，请参阅第 10 章。

## 7.2.3 无铅再流焊接缺陷分析及其质量要求

### 1. 墓碑

#### (1) 现象

在无铅再流焊接中会经常发生片式元件的一个焊端附在 PCB 的焊盘上，另一端翘起离开焊盘的现象，该现象叫做“墓碑”现象，也称为“曼哈顿”现象或“立碑”现象，如图 7.48 所示。

由于无铅钎料有更高的熔点及更大的表面张力，将使阻容元件在再流焊接过程中，发生墓碑现象更加严重。

#### (2) 形成原因分析

① 受力状态分析。墓碑现象的发生与焊膏中钎料在再流焊接过程中受力不平衡有极大的关系。因此，通过对片式元件在再流焊接过程中所发生的力学行为进行分析，便可了解墓碑现象的形成机理。

完成贴片工序后的片式元件除了其本身的质量外，还要受印刷在焊盘上的焊膏对其焊端所形成的黏着力。正是由于此力的作用，才使得片式元件在工序传递过程中能保其位置的稳定而不致挪位，如图 7.49 所示。



图 7.48 墓碑现象

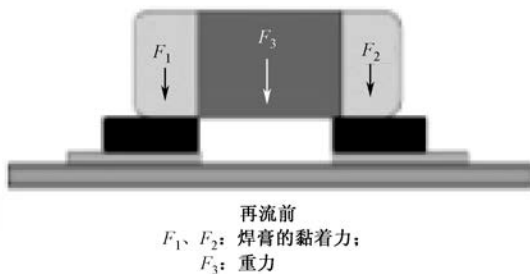


图 7.49 再流前的受力状态

#### ② 再流焊接过程中发生墓碑现象的条件

##### (a) 发生墓碑现象的必要条件

在再流焊接过程中元件二焊端原先所受到的来自焊膏的黏着力 ( $F_1$  和  $F_2$ )，随着助焊剂作

用的逐渐消失,黏着力不断弱化而逐渐被熔融钎料本身的内聚力和表面张力所取代。这种取代过程,随着两焊盘上焊膏量的均匀性、电极-焊盘组合湿润性的差异以及热力学行为的不同而不同。它不仅将导致两焊端润湿力数值上的不同,还将使两焊盘达到完全再流状态的时间也存在明显的差异,从而导致了焊膏中焊粉再流焊接过程中,两焊端所形成的内部凝聚力和表面张力的不平衡,这就形成了立碑的必要条件。

### (b) 发生墓碑现象的充分条件

设片式元件的质心为 B 点,发生墓碑现象时各作用力矩的支点为 A 点,如图 7.50 所示。

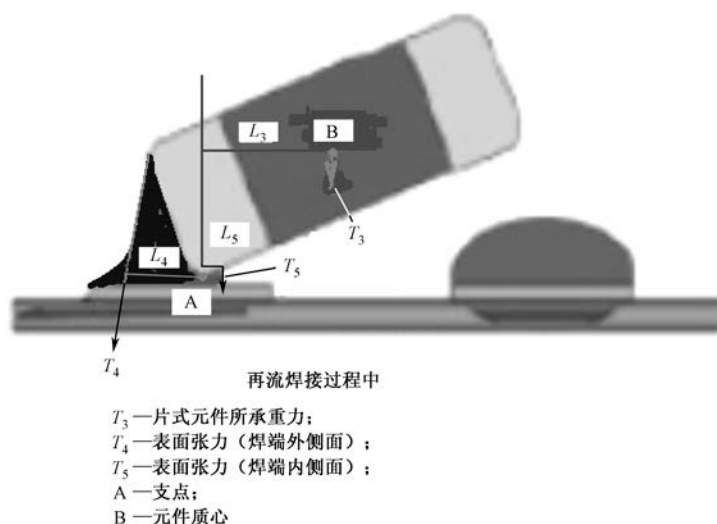


图 7.50 再流焊接过程中形成墓碑现象的力学行为

假定图 7.50 中所示左侧焊盘焊膏再流时间超前于右侧焊盘焊膏,忽略在再流区右侧焊盘的黏着力  $F_2$ 。在此情况下,当作用于 A 点的各力矩不平衡时,就形成了在再流焊接过程中发生墓碑现象的充分条件,例如:

$$T_4 \times L_4 > (T_3 \times L_3 + T_5 \times L_5)$$

在发生墓碑现象的充分和必要条件均具备的情况下,片式元件在再流过程中便会发生墓碑现象。

### (3) 抑制措施

#### ① 改善焊端和焊盘组合间的润湿性措施如下:

- 增加元件两侧焊端和焊盘的可焊性;
- 在氮气保护下进行再流焊接,  $O_2$  含量应控制在 1000ppm 左右,因为  $O_2$  浓度越低越容易立碑;
- 由于斜升式炉温曲线加热的均匀性比较好,因此建议在条件许可时,尽量采用斜升式炉温曲线进行再流焊接,以减少发生墓碑现象的概率。

#### ② 提高焊膏印刷和贴片精度

由于无铅钎料润湿性差,再流焊接过程中自校正能力弱,因此焊膏印刷和贴片的对位精度必须提高,才能避免元件因贴装不对称而造成再流过程中受力不均匀,导致墓碑现象的发生。

#### ③ 确保与二焊端对应的焊盘焊膏的等量性

片式元件在再流焊接过程中的表面张力的大小,与焊端和焊盘组合部的熔融的钎料量有关系。因此,在印刷焊膏时应尽力确保元件两焊端焊盘上的焊膏量大致相等。

#### ④ 改善钢网开孔设计

使元件钢网开孔的两个焊盘中心朝元件中间移动, 这样不仅对抑制墓碑现象有利, 还能减小在元件体中间产生钎料珠的可能。

以片式元件 0402 为例, 为了减少片式元件发生墓碑现象的钢网开口设计, 建议如图 7.51 所示。

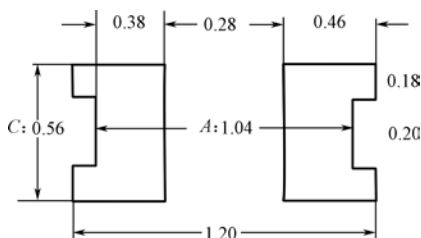


图 7.51 减少片式元件墓碑现象的钢网开口设计

当取圆弧形状焊盘时, 可参照图 7.52 所示进行。



图 7.52 圆弧形焊盘

#### ⑤ 改善 PCB 布线设计的再流焊接工艺性

焊膏在阻容元件的一端比另一端先熔化, 是墓碑现象产生的另一个主要原因。例如, 因为有沉埋孔或大铜箔面的焊盘升温更快, 因此当阻容元件焊端处在有沉埋孔或大铜箔面的焊盘时, 墓碑现象特别明显。这是因为沉埋孔上的焊盘升温非常快, 如图 7.53 所示。

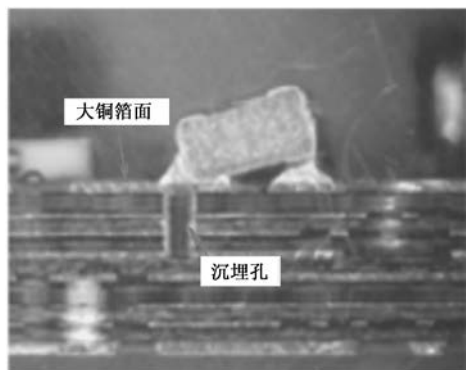


图 7.53 沉埋孔而形成的墓碑现象

## 2. 润湿不良

(1) 现象。钎料出现润湿不良, 是导致焊接接续不良、焊点不可靠的关键因素。此时由于熔融钎料表面张力的自校正作用丧失, 从而诱发元器件挪位、焊点钎料不足、再流焊接中掉片、桥连和拉尖等各种不良缺陷的发生。

由润湿不良引发的缺陷往往是复合性的。润湿不良现象的外观表现如图 7.54 所示。

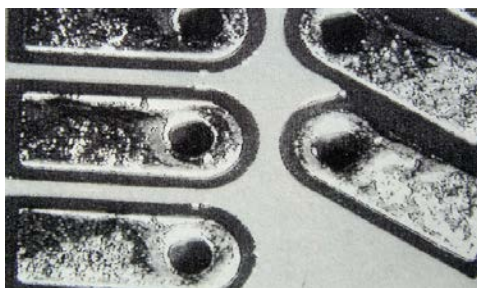


图 7.54 润湿不良外观

## (2) 形成原因

① 元器件引脚（电极）或 PCB 焊盘表面氧化过剧，焊膏中的活性剂不足以除去被焊金属表面上较厚的氧化膜。

② PCB 表面助焊涂层（如 HASL 涂层）厚度不均匀，如图 7.55 所示。

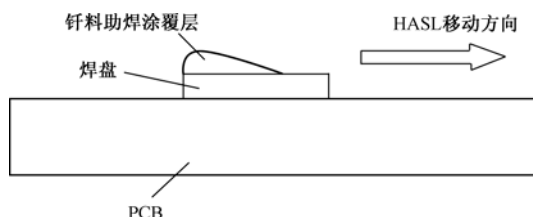


图 7.55 焊盘上涂层断面

如图 7.55 所示，经 HASL 工艺处理后的钎料层厚薄是不均的。钎料薄的区域，在执行 HASL 工艺过程中，生成的金属间化合物层将在表面上直接露出来。该金属间化合物层极易氧化而形成强固的氧化物膜，从而造成薄的区域对钎料润湿不良。因此，表面可焊性钎料涂层的最小厚度应确保为  $1\sim 2\mu\text{m}$ 。

③ Ni/Au 镀层润湿性不良。其形成机理可解释如下：采用 Ni/Au 镀层的 PCB 焊接面的断面，如图 7.56 所示。

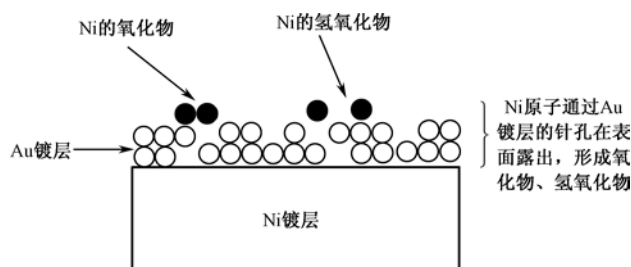


图 7.56 Ni /Au 镀层断面

由于 Au 镀层通常是很薄的，而且是多针孔性的，通过这些针孔，使底层 Ni 氧化。在湿度高的状态下，不仅生成氧化物，还会生成氢氧化物。如此所形成的 Ni 的氧化物及氢氧化物是非常顽固的，除去很困难，从而导致了钎料的润湿不良。抑制的措施是采用针孔少的镀 Au 工艺。

(3) 可接收性。凡存在此现象时均应视为不合格，予以拒收。

### 3. 钎料珠

(1) 现象。在再流焊接过程中，发生的钎料珠现象如图 7.57、图 7.58 所示。



图 7.57 钎料珠

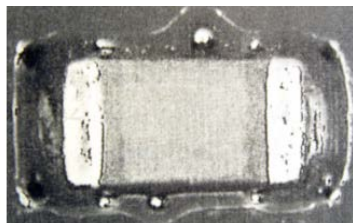


图 7.58 侧向钎料珠

(2) 形成原因

① 焊膏中钎料粉末材料氧化，所形成的钎料珠的特征是：目视检查不仅可以见到焊膏周围的许多小钎料珠（和焊膏中含有钎料粉末颗粒大小相近），而且在 PCB 焊盘附近均可见到，如图 7.57 所示。引发此现象的原因如下：

- 焊膏中钎料粉末氧化。
- 再流焊接时间过长，焊膏中的活性物质损失过多过快，导致保护钎料粉末不被氧化的能力丧失。因为一般的活性物质从 80℃ 左右被激活到钎料熔化，大约 2min 内能起到保护钎料粉末不被氧化的作用。

② 再流后发生在片式元件侧边的钎料珠，其形成原因主要是：印刷焊膏后贴片时，贴片压力偏大，部分焊膏被挤出到元件的底部。再流时在此部分钎料尚未返回焊盘前，又因元件两焊端产生的向下的润湿压力将其挤出到片式元件侧边而形成钎料珠，如图 7.59 所示。

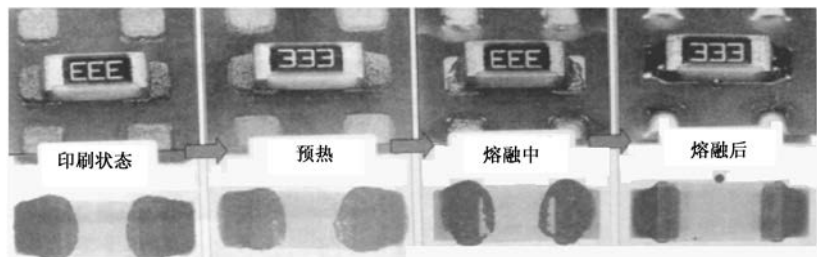


图 7.59 焊膏在再流焊接过程中形成的侧向钎料珠

日本有专家针对这种侧向钎料珠的产生机理，以片式电阻 1608 为例，建立了如图 7.60 所示的物理模型。并认为当  $v_1 > v_2$  时，便会产生侧向钎料珠。

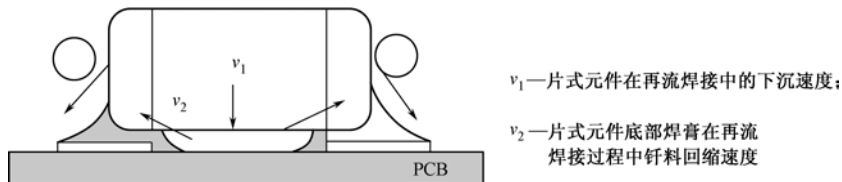


图 7.60 产生侧向钎料珠的力学行为

③ 由于在再流焊接加热过程中，焊膏中溶剂沸腾而引发钎料飞溅。由此原因引发的缺陷特征是：与上述两个形成原因相比，其产生的钎料珠一般都能飞溅到较远的位置。它与助焊剂

残渣是分离的，而且不一定是球形，也可能是扁球形等其他形状。

### (3) 抑制措施

- ① 尽力消除焊膏印刷时的压陷、塌边现象；
- ② 调整好贴片压力；
- ③ 合理地设计片式元件下的焊盘形状和尺寸，减少焊盘外的焊膏量；
- ④ 根据所用焊膏材料，适当地调整预热参数；
- ⑤ 优化通过钎料熔点时的升温速率；
- ⑥ 调整温度曲线，增强预热效果。

(4) 可接受性。按 IPC-A-610D 规定：表面残留了灰尘和颗粒物，如灰尘、纤维丝、渣滓、金属颗粒等，均属于缺陷。

## 4. 芯吸现象（灯芯效应）

(1) 现象。再流焊接过程中发生钎料向元件引脚跟部聚集的现象，称为芯吸现象，如图 7.61、图 7.62 所示。

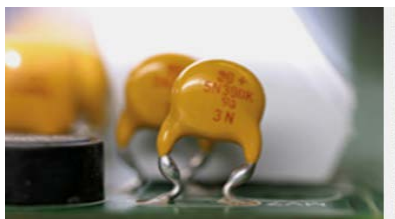


图 7.61 芯吸现象 (1)



图 7.62 芯吸现象 (2)

(2) 形成原因。芯吸现象的产生是由基件金属上存在着温差所致，如图 7.63 所示。元件引线跟部与焊盘区相比，其热容量要小些。因此，再流焊接过程中位于元件引脚跟部区域的温度上升就快些，即引脚跟部区域的温度比焊盘区高。因此，液态钎料要向温度高处流动，便形成了钎料向引脚跟部聚集的现象。

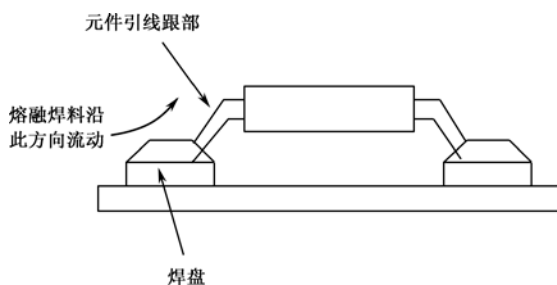


图 7.63 芯吸现象发生机理

(3) 抑制措施。优化炉温曲线，改善加热过程中温度的均匀性。

(4) 可接受性。钎料从焊接处向上流走后，钎料在弯脚处没有接触元件体，未造成焊点钎料不足且焊盘润湿良好时，该芯吸现象是可以接受的；否则应予以拒收。



## 5. 再流不完全

(1) 现象。再流焊接后，可清楚地辨识焊膏中的钎料颗粒，如图 7.64 所示。



图 7.64 焊膏中的钎料未熔化

(2) 形成原因。分析此现象的形成原因时，首先应区分是固定在某一区域发生的，还是在非固定区域内无规律性地发生的。

① 发生在某一固定区域：

- 存在有热容量大的元器件；
- 在基板的背面搭载了热容量大的元器件或热传导比较困难；
- 发生的基板部位内有诸如电源部件等大热容量的连接金属面；
- 焊点隐蔽，再流焊接过程中传热介质（热风或红外线）很难触及。

② 发生的位置无规律性：

- 焊膏材料保管不善，焊膏中焊接粉末氧化、变质；
- 焊膏使用时未按规定要求操作和使用；
- 焊膏使用前未用搅拌机搅拌（2min 以内），或搅拌速度过快，因摩擦生热，发生了化学反应；
- 焊膏黏度增大；
- 炉温曲线选用不当。

(3) 可接受性。再流焊接后出现此类现象，均为不合格焊点。

## 6. 元件位置错动

(1) 现象。在再流焊接过程中，常见的元件位置错动现象如图 7.65 所示。



图 7.65 元件位置错动

(2) 形成原因

- ① 焊盘焊膏印刷量不均匀；
- ② 焊膏印刷时位置偏移；
- ③ 元件贴片时位置未对中；



④ 在再流焊接过程中受到震动;

⑤ 预热时间过长, 活性物质被过量消耗, 造成润湿不良。

例如在图 7.66 中, 由于种种原因, 导致右侧焊盘钎料先熔化, 先熔化钎料的表面张力不平衡, 驱使元件旋转, 从而引发位置错动。

(3) 可接受性。再流焊接中发生位置错动的缺陷, 是不能接受的。

## 7. 其他

在无铅再流焊接工艺中, 还存在着一些比有铅再流焊接工艺更为严重的缺陷, 如虚焊、冷焊、球阵封装焊点的空洞、球窝及 PCB 基板内部分层, 开路和爆板等。由于这类缺陷对产品的正常生产危害极大, 对产品质量影响严重, 而且形因复杂, 故将在以下章节进行专题论述。

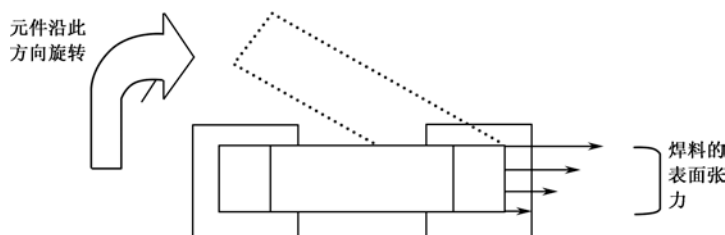


图 7.66 元件位置错动的产生机理

- 第 8 章 虚焊和冷焊;
- 第 9 章 无铅再流焊接时 PCB 的爆板、分层现象;
- 第 11 章 无铅焊接 PBGA、CSP 焊点空洞和球窝缺陷。

## 7.3 无铅焊接焊点的质量标准

无铅焊点与有铅焊点在外观上有很大的区别, 因此电子组件的可接受性要求及外观标准的修订已是当务之急。但这些修订最好是在 IPC-A-610D/J-STD-001D 的新标准及可靠性测试数据的基础上进行。

无铅焊点与有铅焊点有类似的外貌特征, 焊缝的所有其他要求也基本上是相同的, 但无铅焊点与有铅焊点区别如下:

- 表面粗糙 (呈细粒状、表面无光泽);
- 较大的润湿接触角。

对于无铅焊点质量级别的图示描述, 请参阅 IPC-610D 电子组装件的验收条件。

## 第 8 章 虚焊和冷焊

### 8.1 概 述

在电子产品装联焊接中，虚焊现象一直是困扰焊点工作可靠性的一个最突出的问题，特别是在高密度组装和无铅焊接中，此现象更为突出。历史上电子产品（包括民用和军用）因虚焊导致失效而酿成事故的案例不胜枚举。

虚焊现象成因复杂、影响面广、隐蔽性大，因此造成的损失也大。在实际工作中为了查找一个虚焊点，往往要花费不少的人力和物力，而且根治措施涉及面广，建立长期稳定的解决措施也很不容易。因此，虚焊问题一直是电子行业关注的焦点。

在现代电子装联焊接中，冷焊是间距 $\leq 0.5\text{mm}$ 的 $\mu\text{BGA}$ 、CSP 封装芯片再流焊接中的一种高发性缺陷。在这类器件中，由于焊接部位的隐蔽性，热量向焊球焊点部位传递困难，因此冷焊发生的概率比虚焊还要高。然而由于冷焊在缺陷现象表现上与虚焊非常相似，因此往往被误判为虚焊而被掩盖。在处理本来是由于冷焊现象而导致电路功能失效的问题时，往往按虚焊来处理，结果是费了劲却效果甚微。

冷焊与虚焊造成的质量后果表现形式相似，但形成机理却不一样，不通过视觉图像甄别，就很难将虚焊和冷焊区分开来。它们在生产过程中很难完全暴露出来，往往要用户使用一段时间（短则几天，长则数月甚至一年）后才能暴露无遗。因此不仅造成的影响极坏，后果也是严重的。

### 8.2 虚焊和冷焊的异同

#### 8.2.1 相似性

虚焊与冷焊从现象表现上有许多相似之处，这正是在实际工作中常常造成误辨的原因。因此，准确地辨识虚焊和冷焊的相似性与相异性，对电子产品制造中的质量控制是非常重要的。

虚焊和冷焊的相似性，主要表现在下述几个方面。

（1）冷焊和虚焊所造成的焊点失效均具有界面失效的特征，即焊点的电气接触不良或微裂纹是发生在焊盘和钎料相接触的界面上的。

（2）冷焊和虚焊的定义相似，界面未形成所需要的金属间化合物层（简称界面合金层或 IMC），如图 8.1、图 8.2 所示。

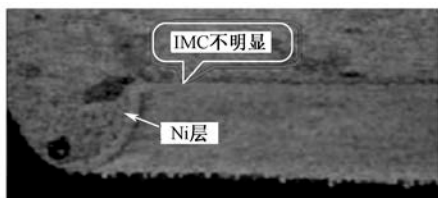


图 8.1 冷焊界面 IMC 不明显

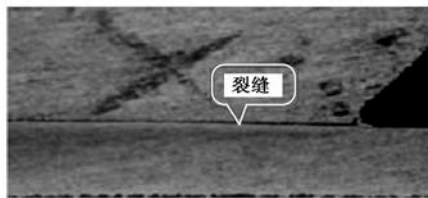


图 8.2 冷焊界面出现微裂缝

(3) 在工程应用中发生的效果和危害相似,即都存在电气上接触不良、电气性能不稳定、连接强度差等现象。尤其是对 $\mu$ BGA 和 CSP 而言,这种焊点缺陷是隐匿的,要过一段时间,才能暴露出来。

## 8.2.2 差异性 & 物理定位

### 1. 形成的机理不同

虚焊是由于被焊金属表面被氧化、硫化或污染,变得不可焊所导致的;而冷焊则是由于焊接时供给的热量不足造成的。

### 2. 解决的方法不同

虚焊一般通过改善被焊金属表面的洁净度和可焊性,调整助焊剂的化学活性即可彻底解决,比较容易实现。而冷焊则必须要解决焊接工艺过程中热量的充分供给问题,特别是对 $\mu$ BGA、CSP 这类高密度器件,往往要涉及再流炉的加热方式和热量转换、传递的效率问题。因此,涉及面广且难度大。

### 3. 连接强度有差异

虚焊时由于钎料和基体金属表面相互间隔着一层氧化膜,凝固后钎料的黏附力很差,连接作用很弱。冷焊较轻微的焊点界面上形成的 IMC 层非常薄而且发育不完全;而冷焊较严重的焊点界面,往往伴随着贯穿性的裂缝,毫无强度可言,如图 8.3 所示。

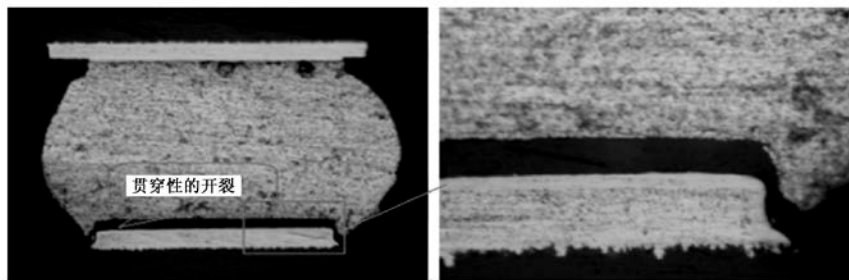


图 8.3 冷焊界面出现贯穿性裂缝

### 4. 金相组织结构有差异

虚焊切片后的金相组织结构比较细密,如图 8.4 所示;而冷焊切片后的金相组织结构不均匀,如图 8.5 所示。

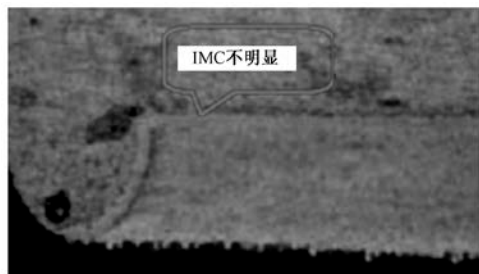


图 8.4 虚焊

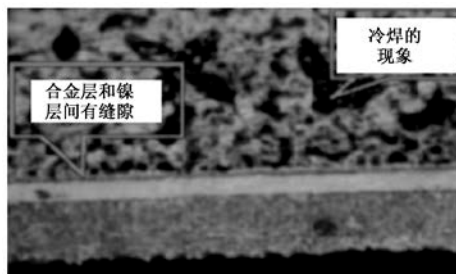


图 8.5 冷焊

## 5. 微光学视觉图像不同

### (1) 良好焊点的外观视觉图像

#### ① CBGA

CBGA 再流焊接时由于焊球不熔融，焊膏再流焊接后在焊盘和焊球之间填充和润湿充分，有良好的润湿角，表面光滑平整，高度不发生坍塌，如图 8.6 所示。

#### ② PBGA

球状焊点表面光亮平滑，润湿角良好，坍塌高度约为球状引脚高度的  $1/3 \sim 1/2$ ，如图 8.7 所示。

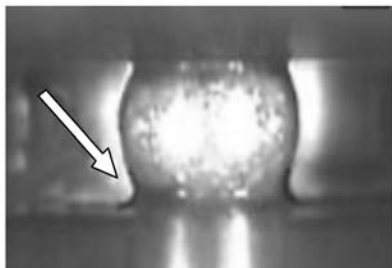


图 8.6 CBGA 焊点外观

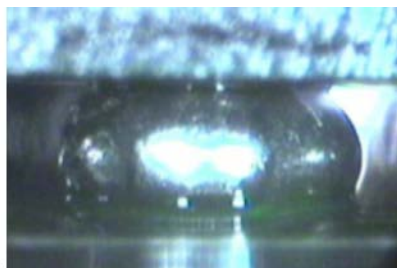


图 8.7 PBGA 焊点外观

### (2) 虚焊焊点的外观视觉图像

虚焊焊点的微光学视觉图像所表现的特征是：焊点未形成润湿圆角，如图 8.8、图 8.9 所示。

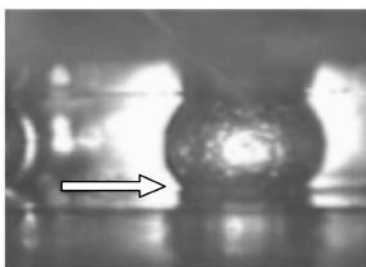


图 8.8 虚焊 (1)

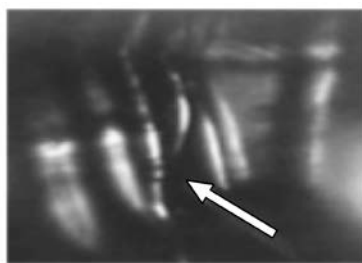


图 8.9 虚焊 (2)

### (3) 冷焊焊点的外观视觉图像

冷焊焊点微光学视觉图像所表现的特征如下。

#### ① 焊点表面呈橘皮状，如图 8.10、图 8.11 所示。

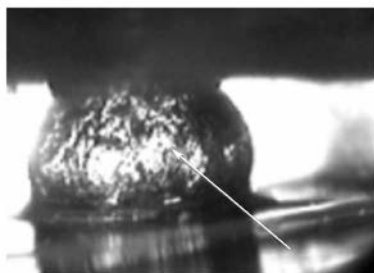


图 8.10 冷焊 (1)

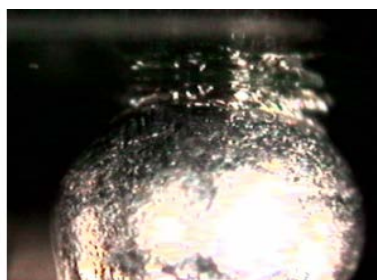


图 8.11 冷焊 (2)

#### ② 焊膏再流焊接不充分，如图 8.12～图 8.15 所示。

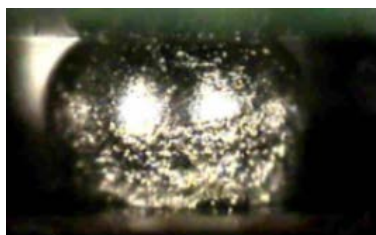


图 8.12 再流焊接不充分 (1)

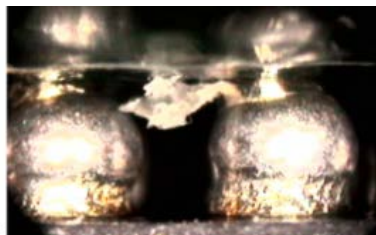


图 8.13 再流焊接不充分 (2)

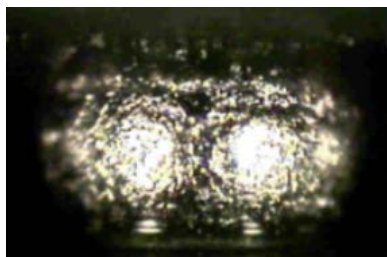


图 8.14 再流焊接不充分 (3)



图 8.15 再流焊接不充分 (4)

③ 坍塌高度不足：仅发生了第一阶段的坍塌，由于热量不足，未进入第二阶段坍塌，如图 8.16 所示。

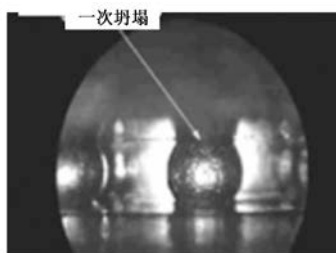


图 8.16 坍塌高度不足

## 8.3 虚 焊

### 8.3.1 定义和特征

在焊接参数（温度、时间）全部正常的情况下，焊接过程中凡在连接界面上未形成合适厚度 IMC 的现象，均可定义为虚焊。

若将虚焊焊点撕裂开，可见到在基体金属和钎料之间没有任何相互楔入的残留物，分界面平整，无金属光泽，好像用糨糊粘住的一样，如图 8.17 所示。

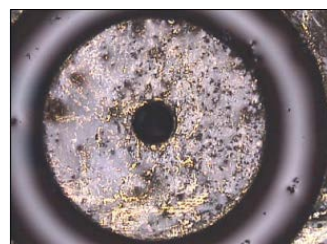


图 8.17 撕裂后的虚焊焊盘表面

### 8.3.2 焊接中金属间化合物的生成

#### 1. 正常焊接条件下界面金属间化合物层的生成

在正常焊接条件下，焊接过程中界面金属间化合物层的生成及其化学成分，随 PCB 表面所

采取的涂覆层材料的不同而不同。

合格焊点的金相切片，如图 8.18、图 8.19 所示。



图 8.18 合格焊点的 IMC

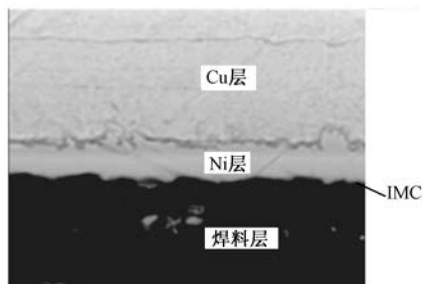


图 8.19 合格焊点的 IMC (放大)

在再流焊接工艺中，产生的 IMC 的厚度见表 8.1。

表 8.1 不同钎料合金和基体金属间形成的 IMC 厚度

焊 料	IMC 厚度 ( $\mu\text{m}$ )
63Sn-37Pb/Cu	2~4
62Sn-36Pb-2Ag/Cu	2~4
Sn-Ag-Cu/Ni	1~2.5

此时若将焊点撕裂，就可发现钎料和基体金属之间呈现相互犬牙交错的断裂痕，即基体金属上有钎料残留物，钎料上也有基体金属的痕迹，如图 8.20 所示。

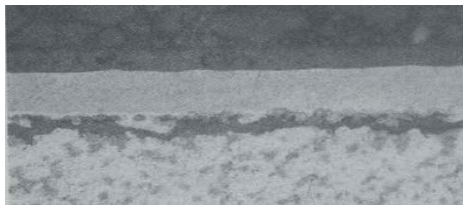


图 8.20 良好焊点撕裂后的断面

## 2. 非正常焊接条件下的界面层

非正常条件就是指 PCB 焊盘表面由于锈蚀、氧化、污染而变得不可焊，因而不能形成合适厚度的 IMC；或者焊接过程中因钎料的温度未能达到润湿温度，IMC 生成得不完全。前者表现为虚焊，后者表现为冷焊。

### 8.3.3 虚焊发生的机理

#### 1. HASL 和 OSP 工艺

虚焊是由于被焊基体金属表面生成了不能被熔融钎料润湿的阻挡层，该阻挡层的主要成分可能是  $\text{CuO}$ 、 $\text{Cu}_2\text{O}$ 、 $\text{CuS}$ ，也可能是油脂、汗渍类污染物等，如图 8.21 所示。

由于不可焊的界面层的阻隔，熔融钎料合金中的 Sn 很难和基体 Cu 之间发生冶金反应，因而不能形成 IMC，如图 8.22 所示。



图 8.21 由氧化物等形成的对钎料不润湿的阻挡层

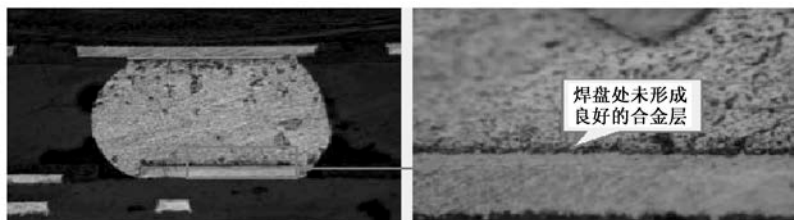


图 8.22 界面未形成 IMC

或者 IMC 很不明显，甚至出现裂缝，如图 8.23、图 8.24 所示。

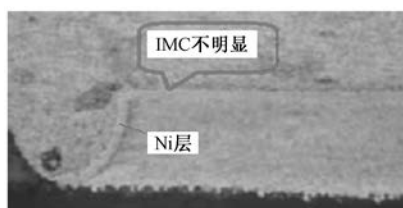


图 8.23 IMC 不明显

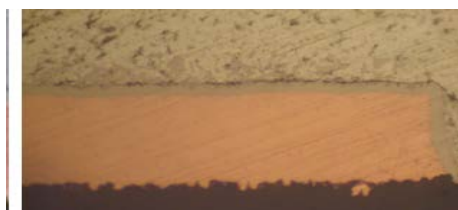


图 8.24 界面裂缝

## 2. ENIG Au/Ni 工艺

该阻挡层为不可焊的氧化镍或氢氧化镍等构成，即人们所说的黑镍，如图 8.25、图 8.26 所示。



图 8.25 氧化镍阻挡层

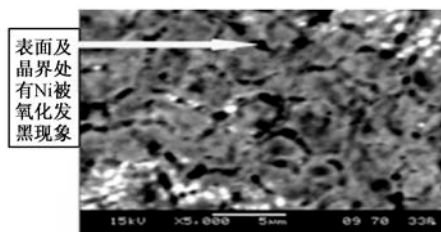


图 8.26 氧化镍层的表面

## 8.3.4 影响虚焊的因素

### 1. 基体金属表面丧失可焊性

在生产中常常由于储存、保管和传递不善，导致基体金属表面氧化、硫化及污染（油脂、汗渍等）而丧失可焊性，如图 8.27 所示。



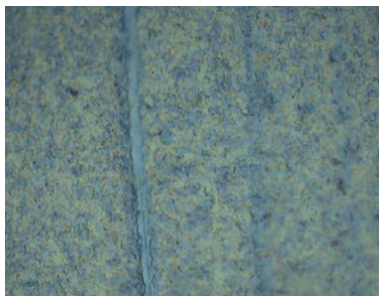


图 8.27 被污染后的表面

## 2. ENIG Ni/Au 发生黑盘现象

ENIG Ni/Au 工艺的黑盘现象，涉及的机理非常复杂。目前大致有以下两种说法。

- (1) 在 ENIG Ni/Au 工艺中，置换 Au 的槽液攻击了 Ni 层，导致 Ni 钝化。
- (2) 由于 Au 镀层的多针孔性，透过针孔使底层 Ni 受到  $O_2$  的侵袭而氧化。

ENIG Ni/Au 工艺的黑盘现象表现为：

- (1) 在焊接之前，对镀层的金相切片，如图 8.28 所示。
- (2) 在焊接之后对焊点进行金相切片，如图 8.29 所示。

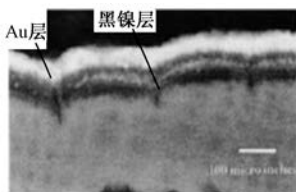


图 8.28 黑镍层

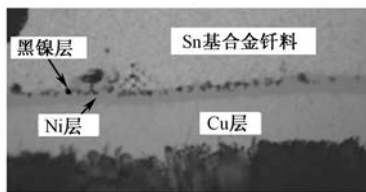


图 8.29 焊接后的切片

## 3. 可焊性保护涂层与助焊剂不匹配

目前，元器件引脚焊端或 PCB 焊盘的可焊性保护镀层种类不断刷新。一种新的镀层结构的确定，必须要考虑与现有焊膏或助焊剂性能上的匹配。例如，某芯片的引脚焊端采用了新的 Ni/Pd/Au 镀层结构，但再流焊接时仍采用目前业界普遍使用的焊膏。因此，出现了严重不润湿现象，虚焊比例相当高，如图 8.30、图 8.31 所示。

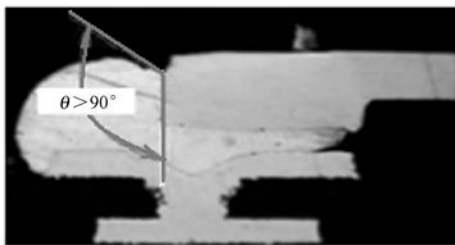


图 8.30 引脚未润湿

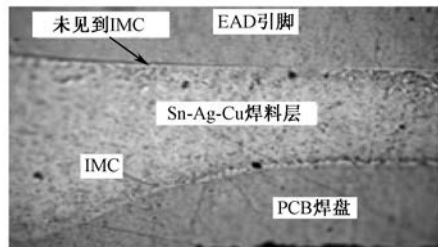


图 8.31 引脚界面未形成 IMC 层

问题发生后，更换型号为 ALPHA OL213 焊膏，则润湿性获得明显改善，如图 8.32 所示。它表明了镀层和焊膏的匹配性非常重要。



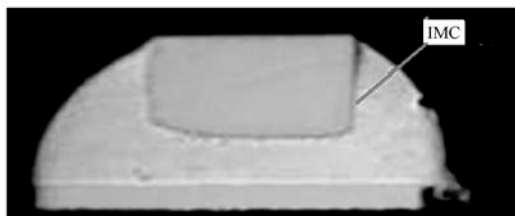


图 8.32 A LPHA OL213 焊膏的润湿效果

#### 4. 助焊剂活性太弱

助焊剂除去氧化物的能力与其活性的强弱有极大的关系，见表 8.2。

表 8.2 助焊剂除去氧化物的能力

助焊剂的活性	除去氧化物的能力（氧化铜膜的厚度）
RMA 系	100Å
RA 系	200Å

#### 5. 可焊性保护层太薄

以 HASL Sn-37Pb 涂层为例，当经受不妥当的多次加热后，使 IMC ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ) 生长得太厚，纯钎料层不断被消耗而变薄，甚至消失。这使得 IMC 直接暴露在空气中而加速氧化，从而导致半润湿或反润湿等不良现象的发生，如图 8.33 所示。

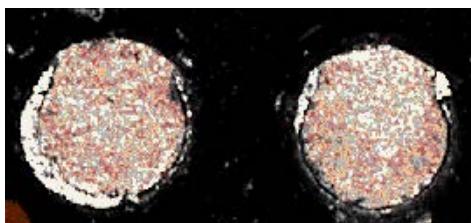


图 8.33 润湿不良

## 8.4 冷 焊

### 8.4.1 定义和特征

在焊接中钎料与基体金属之间没有达到最低要求的润湿温度；或者虽然局部发生了润湿，但冶金反应不完全而导致的现象，可定义为冷焊，如图 8.34 所示。

它表明 PCB 及元器件的可焊性不存在问题，出现此现象的根本原因是焊接的温度条件不合适。

### 8.4.2 机理

冷焊发生的原因主要是焊接时热量供给不足，焊接温度未

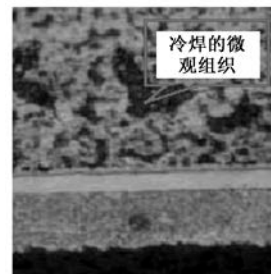


图 8.34 冷焊的微观特征

达到钎料的润湿温度，因而接合界面上没有形成 IMC 或 IMC 过薄，如图 8.35 所示。有的情况下，界面上还存在着微裂缝，如图 8.36 所示。

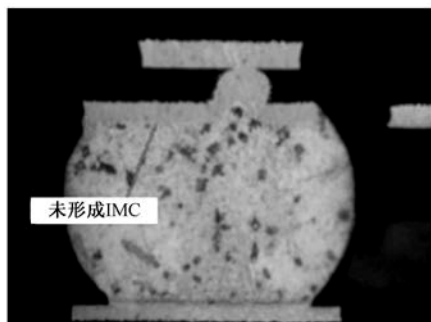


图 8.35 未形成 IMC

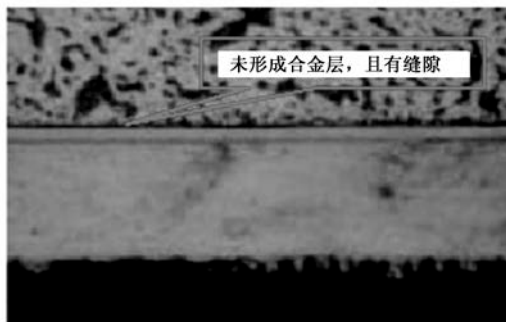


图 8.36 伴生着微裂缝

这种焊点，钎料是黏附在焊盘表面上的，有时表现得毫无连接强度可言。图 8.37 所示为一块 PCBA 上的 CSP 芯片，由于冷焊，一受力芯片便撕裂下来。器件与焊盘分离后，焊盘表面洁净且呈金属光泽，如图 8.38 所示。它与分离后的虚焊点的焊盘表面是完全不同的。



图 8.37 芯片冷焊点

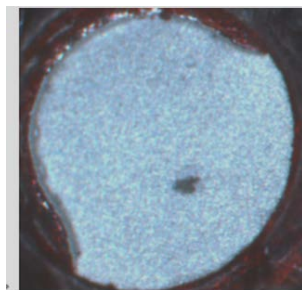


图 8.38 撕裂后的焊盘表面

### 8.4.3 冷焊焊点的判据

IMC 生长发育不完全、表面呈橘皮状、坍塌高度不足，是  $\mu$ BGA、CSP 冷焊焊点具有的三个最典型的特征，这些特征通常可以作为  $\mu$ BGA、CSP 冷焊焊点的判据。

#### 1. 再流焊接中 IMC 生长发育不完全

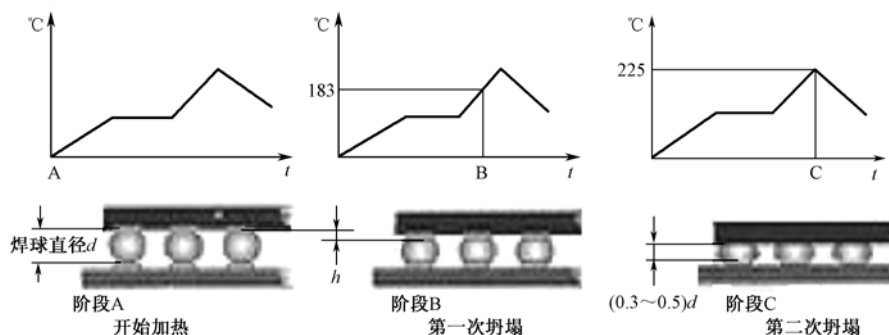
前面已进行了分析和介绍，此处不再重复。

#### 2. 表面橘皮状和坍塌高度不足

$\mu$ BGA、CSP 冷焊点表面呈橘皮状及坍塌高度不足，这是冷焊所特有的物理现象。其形成机理可描述如下。

$\mu$ BGA、CSP 在再流焊接时，由于封装体的重力和表面张力的共同作用，正常情况下都要经历下述过程，即阶段 A 开始加热→阶段 B 的第一次坍塌→阶段 C 第二次坍塌这三个基本的阶段，如图 8.39 所示。

如果再流焊接过程只进行到阶段 B 的第一次坍塌，因热量供给不足而不能持续进行到阶段 C，便形成冷焊焊点。

图 8.39  $\mu$ BGA、CSP 再流焊接的物理化学过程

### (1) 阶段 A

开始加热时， $\mu$ BGA、CSP 焊点部的形态如图 8.40 所示。

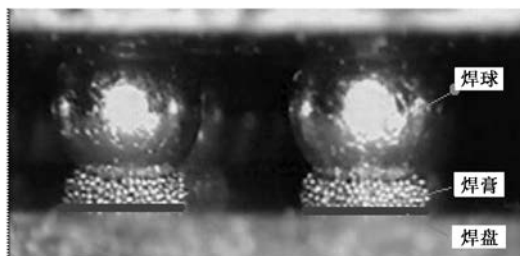


图 8.40 开始加热时的形态

### (2) 阶段 B

经历了第一阶段加热后的焊球，在接近和通过其熔点温度时，焊球将经受一次垂直塌落，直径开始增大。此时的钎料处于一个液、固相并存的糊状状态。由于热量不够，焊球和焊盘之间冶金反应很微弱，故其连接很脆弱，且焊球表面状态是粗糙和无光泽的，如图 8.41 所示。

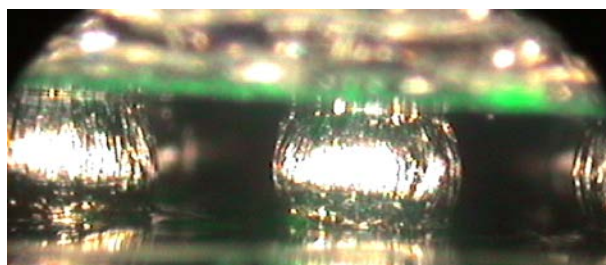


图 8.41 焊球钎料接近或通过其熔点时刻的状态

### (3) 阶段 C

当进一步加热时，焊球钎料达到峰值温度，焊球与焊盘之间开始发生冶金反应，产生第二次垂直坍塌。此时焊球变平坦，形成水平拉长的圆台形状，表面呈现平滑而光亮的结构。界面合金层的形成大大地改善了焊点的机械强度和电气性能。此时芯片离板的高度与开始时的高度相比，减小了  $1/3 \sim 1/2$ ，如图 8.42 所示。

从上面描述的  $\mu$ BGA、CSP 在再流焊接中所发生的物理化学过程可知，冷焊焊点的形成几乎都是在再流焊接的 B 阶段时因加热热量补充不足，未能达到峰值温度便结束了再流焊接过程

而形成的。因此，当采用微光学视觉系统检查 $\mu$ BGA、CSP 焊点的质量时，便可以根据焊球表面橘皮状的程度和坍塌高度，来判断冷焊发生的程度。

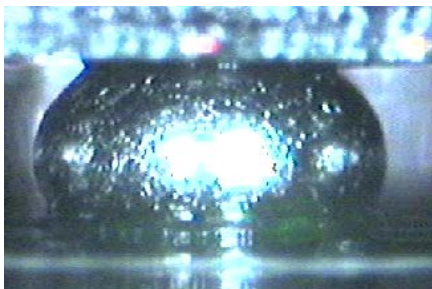


图 8.42 正常再流焊接后形成的焊点

#### 8.4.4 冷焊焊点缺陷程度分析

轻微的冷焊是一种隐匿缺陷，在良好的使用环境中，一段时间内也不会严重影响产品的正常功能。因为 IMC 的生长不仅是温度的函数，与时间也有关系。再流焊接时虽然 IMC 发育不完善，但在使用中仍可继续生长、发育，只不过生长速度非常缓慢而已。为了对冷焊发生的程度有个较准确的定位和评估，我们按 ERSACOPE 实际观察的结果，根据其外观特征，暂将其划分为 A 类（轻微冷焊）、B 类（中等程度冷焊）和 C 类（严重冷焊）3 个等级，如图 8.43 所示。

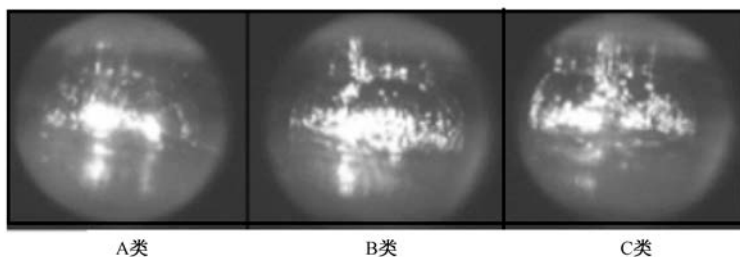


图 8.43 冷焊的分级

根据实际观察的结果，发现 A、B 两类最常见。进一步对 A、B、C 三类焊点进行金相切片分析，结果如下。

##### (1) A 类

A 类焊点切片分析的镜像如图 8.44 所示，界面 IMC（合金）形成不明显，具有冷焊的特征，但界面接合严密，且未见微裂纹。

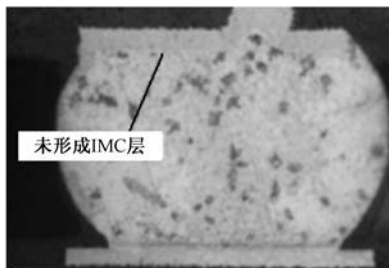


图 8.44 A 类焊点切片

### (2) B 类

B 类焊点切片分析的镜像如图 8.45 所示, 界面 IMC 不明显, 界面接合良好, 未见微裂纹, 但钎料晶粒不太均匀。

### (3) C 类

C 类焊点切片分析的镜像如图 8.46 所示。界面未形成 IMC (合金), 界面出现贯穿性裂缝。焊球外表面不规则, 且凹凸不平。

**结论:** A、B 两类在非高可靠性要求的场合可酌情接受, 而 C 类应拒收。

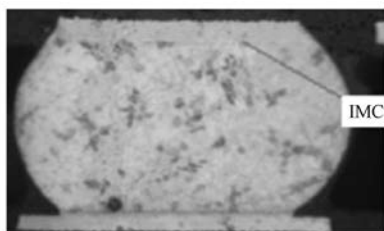


图 8.45 B 类焊点切片

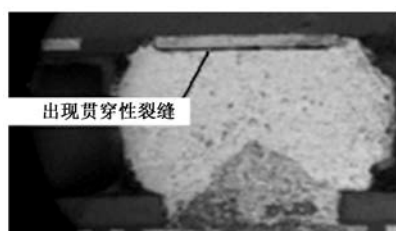


图 8.46 C 类焊点切片

## 8.4.5 诱发冷焊的原因及其抑制对策

### 1. $\mu$ BGA、CSP 在热风再流焊接中冷焊率高的原因

热风对流是以空气作为传导热量的媒介, 对加热那些从 PCB 面上“凸出”的元器件, 如高引脚与小元器件是理想的。可是, 在该过程中, 由于在对流空气与 PCB 之间形成的“附面层”的影响, 此时  $\mu$ BGA、CSP 与 PCB 表面的间隙已接近附面层厚度, 热风已很难透入到底部缝隙中, 因而使热传导到如  $\mu$ BGA、CSP 底部焊盘区时, 传热效率就将明显降低, 如图 8.47 所示。

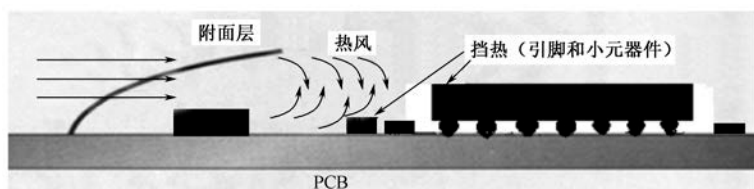


图 8.47 附面层导致热风对  $\mu$ BGA、CSP 底部焊盘区传热不良

在相同的峰值温度和再流时间的条件下, 与其他在热空气中焊点曝露性好的元器件相比,  $\mu$ BGA、CSP 焊球焊点获得的热量将明显不足, 从而导致一些  $\mu$ BGA、CSP 底部焊球焊点温度达不到润湿温度而发生冷焊, 如图 8.48 所示。

在上述状态下,  $\mu$ BGA、CSP 再流焊接过程中, 热量传递就只能是  $\mu$ BGA、CSP 封装体和 PCB 首先加热, 然后依靠封装体和 PCB 基材等热传导到焊盘和  $\mu$ BGA、CSP 的钎料球, 形成焊点。例如, 如果  $240^{\circ}\text{C}$  的热空气作用在封装表面, 焊盘与  $\mu$ BGA、CSP 钎料球将逐渐加热, 温度上升的程度与其他元器件相比将出现了一个滞后时间, 假如不能在要求的再流时间内上升到所要求的润湿温度, 便会发生冷焊。

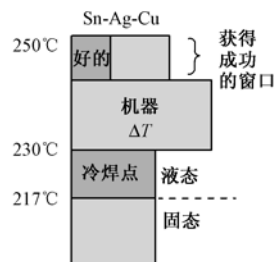


图 8.48 冷焊形成原因

## 2. 解决 $\mu$ BGA、CSP 冷焊发生率高的可能措施

### (1) 采用梯形温度曲线（延长峰值温度时间）

适量降低再流峰值温度，而延长峰值温度时间，可以改善小热容量元器件与大热容量元器件间的温差，避免较小元器件的过热。

一个现代复合式再流系统可将 45mm BGA 与小型引脚封装（SOP）的封装体之间的温差减小到 8℃。

### (2) 改进再流焊接热量的供给方式

再流焊接就是将数以千计的元器件焊接在 PCB 基板上。若在一块 PCB 上同时存在质量大小、热容量、面积不等的元器件时，就会形成温度的不均匀性。目前在业界最常见的两种再流热量供给方式及其特点如下所述。

① 强制对流加热。强制热风对流再流焊接，是一种通过对流喷射管嘴来迫使气流循环，从而实现对被焊件加热的再流焊接方法，如图 8.49 所示。采用此种加热方式的 PCB 基板和元器件的温度，接近给定的加热区的气体温度，克服了红外线加热因外表色泽的差异、元器件表面反射等影响因素而导致的元器件间的温差较大的问题。

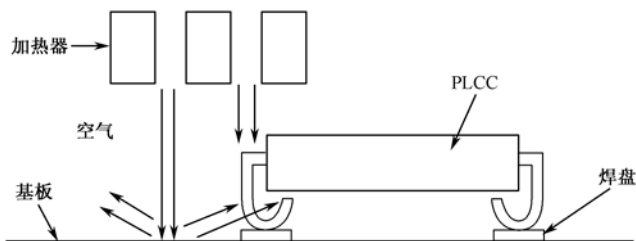


图 8.49 强制热风对流加热

采用此种加热方式就热交换而言，热传输性比红外线差，因而生产效率不如红外线加热方式高，耗电也较多。另外，由于热传输性小，受元器件体积大小的影响，各元器件间的升温速率的差异将变大。

在强制热风对流再流焊接设备中，循环气体的对流速度至关重要。为确保循环气体能作用于 PCB 的任一区域，气流必须具有足够大的速度或压力。这在一定程度上易造成薄型 PCB 基板的抖动和元器件的移位等问题。

② 红外线加热。红外线（IR）是具有 3~10 $\mu$ m 波长的电磁波。通常 PCB、助焊剂、元器件的封装等材料都是由原子化学结合的分子层构成的，这些高分子物质因分子伸缩、变换角度而不断振动。当这些分子的振动频率与相近的红外线电磁波接触时，这些分子就会产生共振，振动就变得更激烈。频繁振动会发热，热能在短时间内能够迅速均等地传到整个物体。因此，物体不需要从外部进行高温加热，也会充分变热。

红外线加热再流焊接的优点是：被照射的同一物体表面呈均匀的受热状态，被焊件产生的热应力小，热效率高，因而可以节省能源。

而它的缺点是：被同时照射的各物体，因其表面色泽的反光程度及材质的不同，彼此间吸收的热量不同从而导致彼此间出现温差，个别物体因过量吸收热能而可能出现过热。

③ “IR+强制对流”是解决 $\mu$ BGA、CSP 冷焊的主要技术手段。国外业界针对 QFP140P 与 PCB 之间、45mm 的 BGA 与 PCB 之间的焊接发现，当分别只有对流加热或“IR+强制对流”

复合加热系统时，在两种条件下加热的温度均匀性差异如下：

- 对流加热产生在 QFP140P 与 PCB 之间的温差为  $22^{\circ}\text{C}$ ；
- “IR+强制对流”加热 QFP140P 与 PCB 之间的温差只有  $7^{\circ}\text{C}$ ，而对 45mm 的 BGA 温差进一步减少到  $3^{\circ}\text{C}$ 。

“IR+强制对流”加热的基本概念是：使用红外线作为主要的加热源达到最佳的热传导，并且抓住对流的均衡加热特性以减少元器件与 PCB 之间的温差。对流加热方式在加热大热容量的元器件时有帮助，同时对较小热容量元器件过热时的冷却也有帮助。

在图 8.50 中，① 代表具有大热容量元器件的加热曲线，② 是小热容量元器件的加热曲线。如果只使用一个热源，不管是 IR 还是对流，都将发生如图 8.50 粗实线所示的加热效果。图中二虚线描述的加热曲线显示了“IR+强制对流”复合式加热的优点 ( $\Delta T_2 < \Delta T_1$ )。这里增加强制对流的作用是：加热低于热空气温度的元器件；同时冷却已经升高到热空气温度之上的元器件。

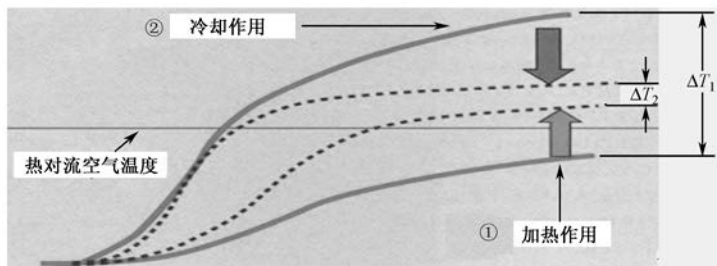


图 8.50 “IR + 强制对流”的复合加热效果

目前最先进的再流炉技术结合了对流与红外辐射加热两者的优点。元器件之间的最大温差可以保持在  $8^{\circ}\text{C}$  以内，同时在连续大量生产期间 PCB 之间的温差可稳定在大约  $1^{\circ}\text{C}$ 。

### 3. 安装位置的差异对冷焊发生率的影响

$\mu\text{BGA}$ 、CSP 冷焊现象的发生，与其在 PCB 上的安装位置也有很大的关系。图 8.51 所示为两个 CSP 芯片（IC/A 和 IC/B）共同装在一个屏蔽罩内，芯片 IC/A 外形尺寸和厚度比芯片 IC/B 小而薄，而且它与屏蔽罩框之间有较大的间隔空间。从热风再流焊接的效果来看，IC/A 应该比芯片 IC/B 好。

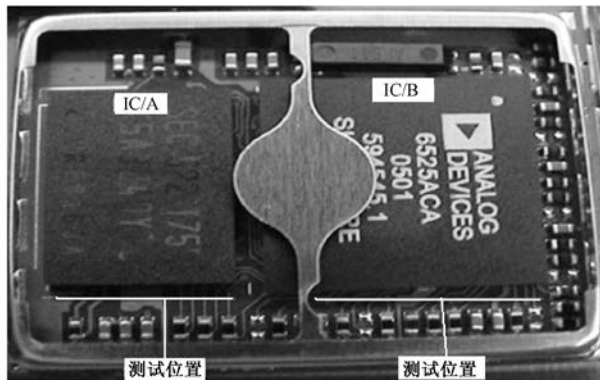


图 8.51 安装位置对冷焊发生率的影响



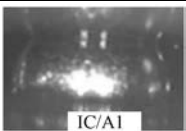
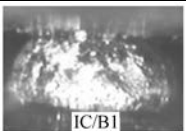
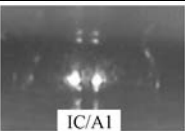
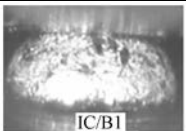
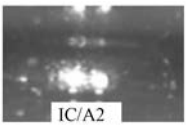
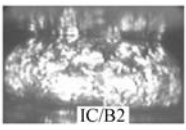
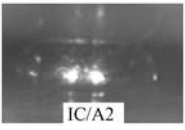
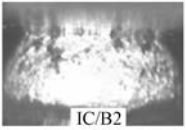
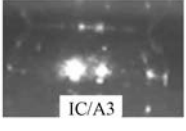
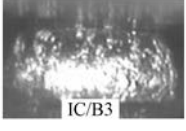

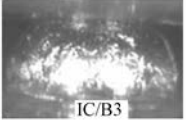

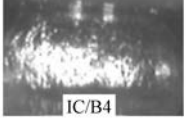
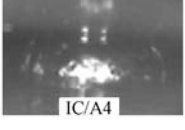
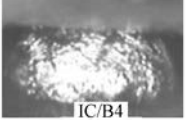



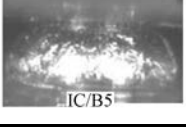
将图 8.51 所示的 PCBA 组件, 分别在 7 温区的 (IR+热风) 复合炉和 10 温区纯热风炉中进行再流焊接后, 沿着图示的测试位置用 ERSASCOPE-30000 微光学视觉检测系统, 直接摄取所关注的焊点外观镜像, 其结果见表 8.3。

从表 8.3 所示的微光学镜像来看, 可以明显得出下述结论:

(1) 不论是 10 温区的纯热风炉, 还是 7 温区的 “IR+热风” 复合炉, 从再流焊接效果来看, 芯片 IC/B 比芯片 IC/A 的冷焊发生率要高得多。它表明安装位置对  $\mu$ BGA、CSP 的冷焊发生率有很大的影响。

(2) 从照片的分类对比看, 7 温区的 “IR+热风” 复合炉的再流焊接效果与 10 温区的热风炉相比, 不论是 IC/A 位还是 IC/B 位都要好。它表明 “IR+热风” 复合加热方式, 对抑制  $\mu$ BGA、CSP 在再流焊接中冷焊的发生确实有效果。

表 8.3 芯片安装位置及加热方式对冷焊的影响

10 温区热风炉		7 温区 “IR+热风” 复合炉	
IC/A	IC/B	IC/A	IC/B
			
			
			
			
			



## 第9章 无铅再流焊接的爆板、分层现象

### 9.1 概 述

要实现电子装联工艺的无铅化,为了减小有铅向无铅过渡中的损失,需要关注下述几个问题。

(1) 由于无铅焊接(包括波峰焊接、再流焊接、手工焊接等)温度的提高,生产中元器件(特别是热敏元器件)的热损坏将明显增加,潮湿敏感元器件的爆米花现象将变得更频繁和严重,甚至导致生产不能正常进行,产品生产成本明显提高。因此,无铅化后对 MSD 元器件在库存和生产配送中的潮湿敏感度级别(MSL)都要在原基础上提高一个级别来进行严格监管。

(2) 高密度组装用的 HDI 积层多层 PCB,板层间最易遭受湿汽的侵入,爆板现象将时有发生。因此,业界都将 HDI 积层多层 PCB 划为潮湿敏感部件。例如,一块在温度为 30℃、相对湿度为 60%~70%的环境下存放的薄 PCB,其表面蓄水量可达  $(3\sim 8)\times 10^{-5}\text{g}/\text{cm}^2$ ,这极少量的水就会严重影响 HDI 积层多层板耐高温的热冲击性能。

(3) 如果说起翘和缩孔是无铅波峰焊接工艺中的高发性缺陷,那么分层和爆板就是无铅再流焊接工艺中的常发性缺陷,特别是在实施电子装联工艺无铅化的初期,此现象可能最为突出,危害也是最大的。

(4) 爆板和分层从发生的机理和现象来看,既有共性的一面,也有相异之处。从发生的机理来看,两者基本相似,但从现象表现和影响的程度来看却有些差异。本章将从缺陷现象的分布特征及影响的因素来展开讨论。

### 9.2 爆板、分层现象的特征

#### 9.2.1 现象特征

##### 1. 沿板面位置的分布

在无铅再流焊接中,爆板、分层现象发生的位置可区分为下述几种情况。

##### (1) 在织物之间的分层

此类缺陷的特征是:大多发生在基板织物的编织层之间,在单、双和多层 PCB 内部都有可能发生。而且往往在焊接之前就可能已存在这种隐患,但由于尺寸比较小,并未超出基板验收时的可接受标准。然而,由于无铅再流焊接的高温作用,原已存在的起泡现象在再流焊接过程中迅速发展为分层,以致超出了可接受的质量标准要求,如图 9.1、图 9.2 所示。

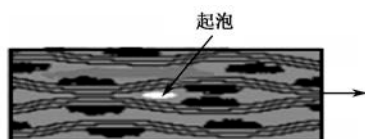


图 9.1 无铅再流焊接前的微小起泡

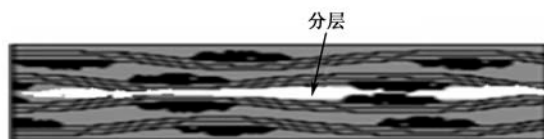


图 9.2 再流焊接后起泡发展为分层

(2) 在 HDI 积层多层 PCB 的第 1、2 层间的空泡

① 再流前基板无异常，仅在再流焊接过程中发生；

② 几乎都发生在未开窗口的较大铜箔面区域，对应的正面都是元器件安装密集区，其表现如图 9.3、图 9.4 所示。

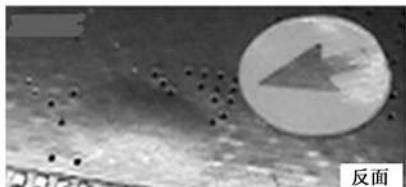


图 9.3 爆板发生面



图 9.4 爆板区的背面

③ 不同厂商生产的 HDI 积层多层 PCB 在相似的位置上均有发生，只不过程度不同而已。有些非常明显，如图 9.5 所示；有些只是呈点状或线状，未连成面，不注意就很难发现，如图 9.6、图 9.7 所示。

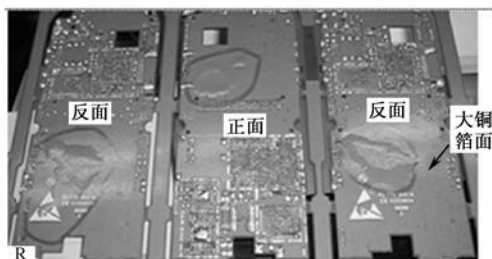


图 9.5 爆板（B 公司的制品）

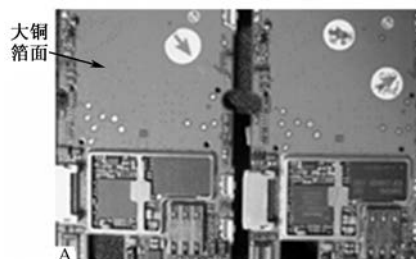


图 9.6 爆板（A 公司的制品）

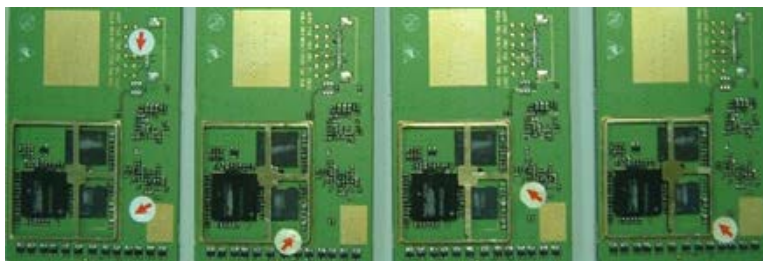


图 9.7 爆板（C 公司的制品）

④ 同一 HDI 积层多层 PCB 基板，即使不同厂家生产的制品，在再流焊接时也均有发生，且发生的位置特征几乎相似，如图 9.8 所示。



图 9.8 爆板（A、B 公司的制品）

## 2. HDI 积层多层 PCB 热应力试验

(1) 根据标准 IPC-TM-650/2.6.8, 试验条件和程序如下:

- ① 无铅焊料 (SAC305);
- ② 焊料炉内的焊料量  $\geq 0.9\text{kg}$ ;
- ③ 调节焊料炉温度到  $(288 \pm 5)^\circ\text{C}$  (以熔融焊料平面下  $(19 \pm 6.4)\text{mm}$  处的温度为准);
- ④ 去除炉中熔融焊料上面的浮渣, 将试样自由平置在  $(288 \pm 5)^\circ\text{C}$  的熔融焊料的液面上, 时间为  $10 \sim 11\text{s}$ , 共 3 次;
- ⑤ 清洗 PCB 表面的助焊剂残留物, 垂直放置待验板冷却至室温。

(2) 热应力试验结果:

- ① 试验后整体外观, top 面和 bottom 面均出现不同程度的起泡, 比例为 100%, 如图 9.9 所示。

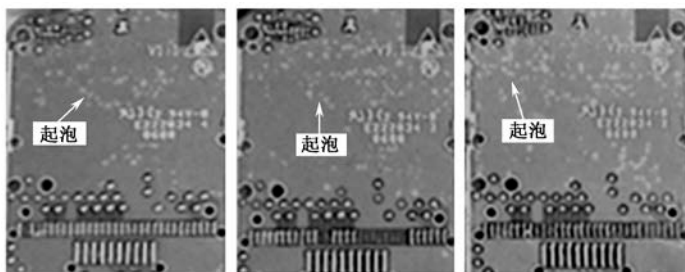


图 9.9 裸板热应力试验后的整体外观

- ② 对热应力试验中出现起泡的位置进行切片分析, 如图 9.10、图 9.11 所示。切片显示, PCB 最外层铜箔和相邻第二层铜箔间都有裂纹生成。



图 9.10 起泡位置切片图片 (1)

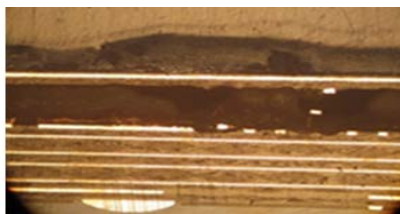


图 9.11 起泡位置切片图片 (2)

### 9.2.2 爆板沿厚度方向的分布

对多家公司生产的 HDI 积层多层板发生爆板的部位, 分别进行切片分析, 发现爆板均发生在次外层 ( $L1 \sim L2$ ) 之间, 并且多发生在大铜箔面下部和埋孔的上方, 如图 9.12~图 9.14 所示。

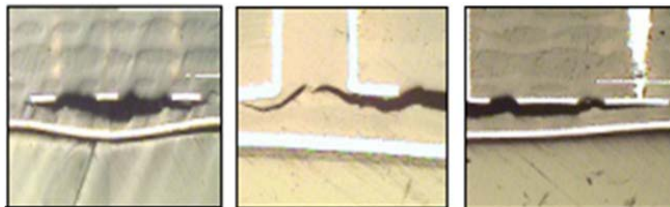


图 9.12 爆板位置 (A 公司的制品)



图 9.13 爆板位置 (B 公司的制品)

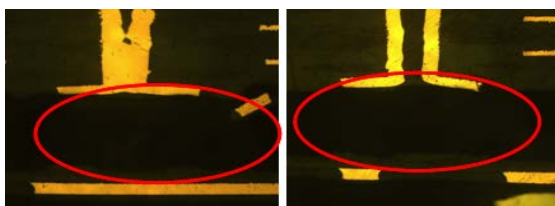


图 9.14 爆板位置 (C 公司的制品)

### 9.3 分层和爆板的定义

经过上面对分层和爆板发生现象的位置特征分析, 就能对分层和爆板分别给出一个适当的定义。

#### 1. 分层

在无铅再流焊接中, 发生在 PCB 基板内部织物层之间的分离现象, 定义为分层, 如图 9.15 所示。

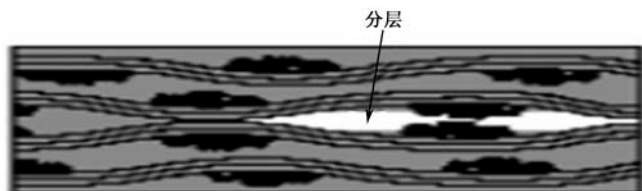


图 9.15 分层定义

分层现象也可能在再流焊接前就已存在, 但在无铅再流焊接过程中迅速扩展而演变成缺陷。这种现象在单、双面基板中比较常见。

#### 2. 爆板

无铅再流焊接过程中, 发生在 HDI 积层多层 PCB 第二次压合的 PP 层和次层 (L2) 铜箔棕化面之间的分离现象, 定义为爆板, 如图 9.16~图 9.22 所示。

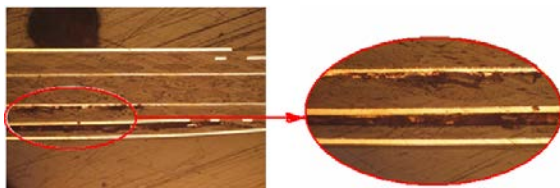


图 9.16 爆板位切片 (1)

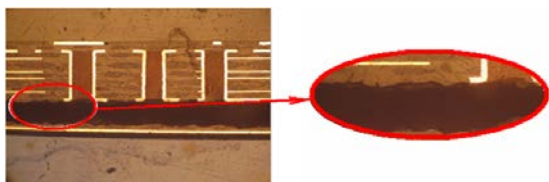


图 9.17 爆板位切片 (2)

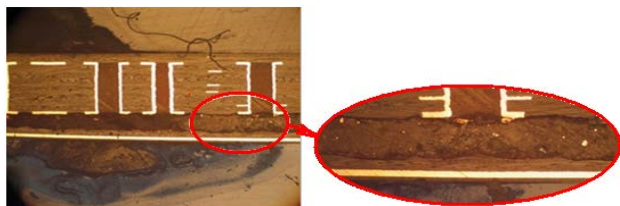


图 9.18 爆板位切片 (3)

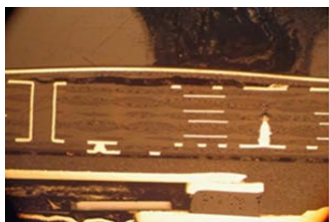


图 9.19 爆板位切片 (4)



图 9.20 爆板位切片 (5)

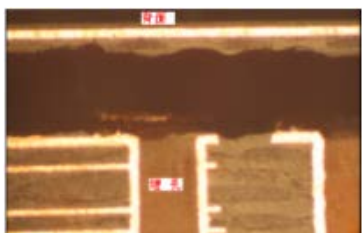


图 9.21 爆板位切片 (6)



图 9.22 爆板位切片 (7)

从切片分析, 爆板的位置均发生在 L1~L2 层埋孔密集的区域; 没有发现杂物或其他异常情况; 切片显示板件发生爆板非常猛烈, 有些第二层线路都被拉裂了。

## 9.4 影响分层、爆板的因素

通过上述对分层、爆板物理现象的分析, 按影响权重对分层、爆板的主要因素可做如下的排序。

### 9.4.1 有挥发物的形成源是产生分层、爆板的必要条件

#### 1. 吸湿问题

下面通过水在 PCB 中的存在形式、水汽扩散的途径和水蒸气压力随温度变化而变化的情况, 来说明水汽的存在是导致 PCB 分层、爆板的首要原因。

PCB 中的水分主要存在于树脂分子中，以及 PCB 内部存在的宏观物理缺陷（如空隙、微裂纹）处。树脂中的水有两种存在方式：一种是存在于树脂的自由体积中；另一种是与树脂的极性基团形成氢键。水进入环氧树脂的过程可分为以下三个步骤：

- （1）水在聚合物网络中体相溶解；
- （2）自由体积表面吸湿；
- （3）与聚合物中的亲水基团形成氢键。

环氧树脂的吸水速率和平衡吸水量，主要由自由体积和极性基团的浓度决定。自由体积越大，初期的吸水速率就越快；而极性基团对水具有亲和性，这也是环氧树脂具有较高吸水量的主要原因。极性基团的含量越大，平衡吸水量也就越大。综上所述，环氧树脂初期的吸水速率是由自由体积决定的，而平衡吸水量则是由极性基团的含量决定的。

一方面，PCB 在无铅再流焊接时温度升高，导致自由体积中的水和与极性基团形成氢键的水，能够获得足够的能量在树脂内做扩散运动。水向外扩散，并在空隙或微裂纹处聚集，空隙处水的摩尔体积分数增加。

另一方面，随着焊接温度的升高，使水的饱和蒸汽压也同时升高，见表 9.1。

表 9.1 水蒸气的蒸汽压

温度 (°C)	180	198	212	224	234	243	250	260	285
水的饱和蒸汽压 (kPa)	1000	1500	2000	2500	3000	3500	4000	5000	7000

由表 9.1 可见，在 224°C 时水蒸气的饱和蒸汽压为 2500kPa；在 250°C 时水蒸气的饱和蒸汽压为 4000kPa；而当焊接温度升到 260°C 时，水蒸气的饱和蒸汽压甚至达到 5000kPa。当材料层间的黏合强度低于水汽产生的饱和蒸汽压时，材料即发生分层和爆板现象。因此，焊接前的吸潮是 PCB 发生分层、爆板的主要原因之一。

## 2. 存储和生产过程中湿气的的影响

HDI 积层多层 PCB 属于潮湿敏感部件，PCB 中水的存在对其性能有着异常重要的影响。例如：

- （1）存放环境的湿气会使 PP（半固化片）的特性发生明显的变化；
- （2）在无防护情况下，PP 极易吸潮，图 9.23 所示为 PP 在相对湿度分别为 30%、50%、90% 条件下存放时的吸湿情况；

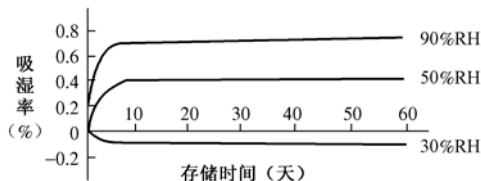


图 9.23 PP 的存储时间与吸湿率的关系

显然，静态放置下随着时间的推移，PCB 含水量会逐渐增多。真空包装与无真空包装，随着暂存时间的增加，其吸水率的差异，见表 9.2。



表 9.2 真空包装与无真空包装吸水率的比较

暂放时间	无真空包装吸水率 (%)	真空包装吸水率 (%)
一周	0.08 823	0.04 549
二周	0.09 716	0.06 240
三周	0.11 663	0.07 857

对库存中的 5 个种类的 HDI 积层多层板, 进行吸湿状况的测试数据, 见表 9.3。

表 9.3 5 种 HDI 积层多层板的吸湿情况

产 品 类 别	烘板前称重	烘板后称重	吸 潮 率
SAM1	31.1966g	31.1478g	0.1564%
SAM2	31.1825g	31.1313g	0.1642%
SAM3	31.8031g	31.7516g	0.1619%
SAM4	31.5299g	31.4784g	0.1633%
SAM5	31.2184g	31.1658g	0.1685%

从表 9.3 中所列测试结果来看吸潮率都比较高, 实践表明, 吸潮率在 0.15% 左右, 板件就存在发生爆板的风险。

(3) 湿汽主要侵入树脂体系中各种不同物质之间的界面, 存在着水对界面的冲击。

### 3. 吸潮的危害

(1) 使 PP 的挥发物含量增加。

(2) 对流动性的影响:

- 在湿度为 29%~40%RH 存放时, 流动性稍有增加;
- 在湿度为 40%~70%RH 存放时, 流动性大幅度增加;
- 在湿度为 70%~90%RH 存放时, 流动性仅有轻微的增加趋势;
- 在湿度为 90%RH 下, 只需放置 15min, 流动性就会显著增加, 再延长存放增值就不明显了。

(3) PP 树脂中存在水分, 减弱了树脂分子间的交联, 造成板的层间结合力下降、板的耐热冲击能力削弱。多层板在热油或焊料浴、热风整平中易发生白斑、鼓泡、层间分离等现象。

## 9.4.2 PP 与铜箔面黏附力差是产生分层、爆板的充分条件

### 1. 现象描述

从切片分析可知, 爆板位置均在二次压合 PP 和铜箔接触面 (棕化面) 之间, 压合叠板结构如图 9.24 所示。

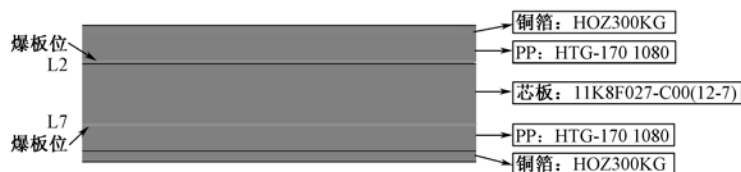


图 9.24 HDI 积层多层板无铅再流焊接中爆板常发位

铜在金属状态时是一种非极性物质,因此许多黏合剂对铜箔的黏附力极小。铜箔表面若不经处理,即使使用性能优良的黏合剂也不能使其具有充分的黏附力和耐热性。

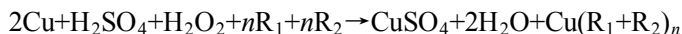
早期对铜箔表面进行棕化处理方法是:通过化学处理使铜箔表面形成红褐色的氧化亚铜( $\text{Cu}_2\text{O}$ )。它与树脂层压基材板黏结时,虽然常温时黏附力增加了,但在  $200^\circ\text{C}$  附近会产生剥离。这是由于  $\text{Cu}_2\text{O}$  对热不稳定,经过加热与铜箔之间产生剥离。

20 世纪 60 年代日本东芝公司的研究者们发现,用特殊的化学溶液处理后,在铜箔表面形成的黑色天鹅绒状薄膜( $\text{CuO}$ ),结晶较细密,且能牢固地黏附在铜箔表面上,热稳性也很好,这就是后来普遍使用的黑化工艺。

20 世纪 90 年代中期,欧、美等国家使用一种新型多层板内层导电图形化学氧化的新型棕化工艺,取代了传统的黑化工艺,已在业界普遍使用。

## 2. 棕化增强黏附力作用机理

新型棕化工艺的化学反应机理是:



在棕化槽内,由于  $\text{H}_2\text{O}_2$  的微蚀作用,使基体铜表面形成如图 9.25 所示的微观结构,同时在基体铜上沉积一层薄薄的与基体铜表面通过化学键结合的有机金属膜,如图 9.26 示。



图 9.25 棕化后的铜箔表面

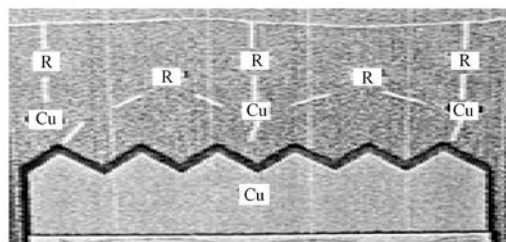


图 9.26 铜箔表面通过化学键结合的有机金属膜

通过棕化处理可以使铜箔表面变得凹凸不平,故能得到相当于 6~7 倍未处理过的平滑铜表面的黏合面积,基板铜面棕化的 SEM 图,如图 9.27 所示。且黏合剂进入凹凸部后,也增加了机械啮合效果。

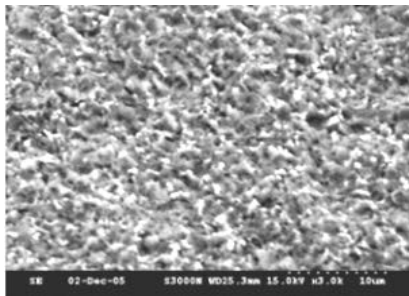


图 9.27 基板铜箔棕化后 SEM 图 ( $\times 3000$ )



形成的棕色的毛绒状有机金属膜是极性物质，它与极性的树脂黏合时增加了黏附力。因此，即使不用黏合剂也能与酚醛树脂、尿素树脂、三聚氰氨树脂、环氧树脂、硅树脂等层压板黏结、浸渍过树脂的玻纤布也同样不用黏结剂而只需加热、加压就能直接黏结。

在高温下的黏附力，是以毛绒状有机金属膜的形式，通过与 PP 的相互间的极性作用而发挥作用的。

鹅绒状有机金属膜和黑色天鹅绒状的氧化铜 (CuO) 膜一样，是一种极稳定的物质，不会因加热而进一步氧化。与树脂层压板基材黏结后，常温 and 高温时的黏附力均显著地提高了，还可耐受充分的浸焊。

### 3. 影响棕化效果的因素

棕化质量和效果，取决于其工艺过程中参数控制的精细化。

(1) 选择配方先进的药水。表 9.4 列出了使用 Atotech 棕化药水和 Rockwood 药水，对  $T_g$  材料再流次数测试（各取 10set）的对比数据。

表 9.4 耐再流焊接试验

再流次数	分层、爆板数											
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Atotech	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
Rockwood	0	0	0	0	0	0	0	1	3	/	/	/

使用 Atotech 药水可使棕化层粗糙度增大，棕化层结合力可以耐受 12 次无铅再流温度而不爆板。

(2) 加强生产过程中对槽液成分的监控。

(3) 注意棕化（或黑色氧化铜）膜厚度。棕化（或黑色氧化铜）膜与 PP 的黏结强度、耐酸碱性、耐电晕及耐高温等性能与其膜的结构和厚度有关，但也并非越厚黏结强度越高，如图 9.28 所示。

(4) 避免棕化层受污染及工艺错误。在一个爆板质量案件中，剥开发生爆板的部位，发现棕化层有受污染迹象，树脂与受污染的棕化层完全分离，如图 9.29 中圆圈所示。这导致污染部分的棕化层与 PP 片在层压后未能有效黏合，板件在后续 SMT 装配中发生起泡。

经过调查，高  $T_g$  材料误用普通材料的程序进行压板、固化，也是造成最外层铜箔与 PP 片结合力不良的原因之一。

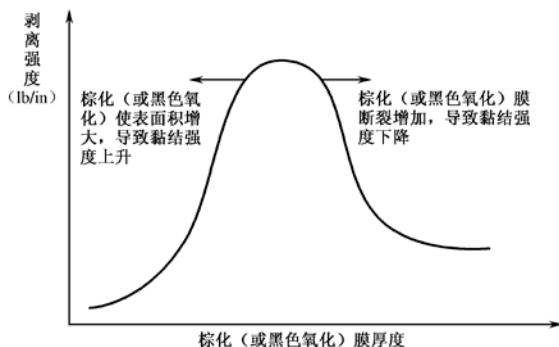


图 9.28 剥离强度与棕化层厚度的关系

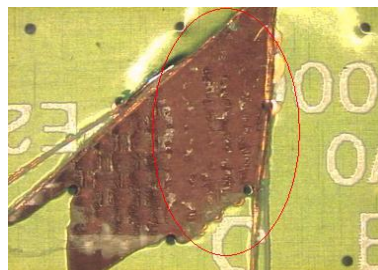


图 9.29 棕化面被污染

(5) 结论。综合上述对与棕化相关问题的分析,可以这样认为:用于  $T_g$  材质的棕化药水,所形成的棕化层与 PP 结合后的耐高温能力差,对无铅再流焊接中的分层、爆板有重要的影响。

(6) 验证。

- 换用优质棕化药水后对 560pcs 上线再流焊接,未出现分层、爆板现象。
- 换用优质棕化药水后,取 20pcs 成品板做热应力测试 (288℃/10s, 5 次),无分层、爆板现象。

### 9.4.3 再流焊接温度选择不适是分层、爆板的诱发因素

#### 1. 温度对爆板的诱发作用

通过对分层、爆板发生模式的充分条件和必要条件的分析,可以知道它们都是温度的函数。多层板中可挥发物的数量及其膨胀压是随再流焊接温度的增高而增大的,而棕化层和 PP 之间的黏附力则是随温度的升高而减小的。显然潜伏爆板的充分及必要条件必须借助温度这一因素来诱发。基于对具体产品特点的综合性分析来优化再流焊接温度曲线,对抑制爆板现象的发生肯定是有效果的。

如何根据上述物理、化学规律,处理好再流焊接过程中的温度选择,实现既确保再流焊接质量,又不诱发爆板,这就是寻求分层、爆板现象的解决办法的主要出发点之一。

#### 2. 如何根据产品特点优化无铅再流焊接温度

(1) 美国微电子封装专家 C. G. Woychik 指出:“使用通常的 Sn-Pb 合金,在再流焊接时元器件和 PCB 所能承受的最高温度为 240℃。而当使用 Sn-Ag-Cu (无铅) 合金时,JEDEC 规定最高温度为 260℃。温度提高了,就可能危及电子封装组装的完整性。特别是对许多叠层结构材料,易使各层间发生脱层,尤其是那些含有较多潮气的新材料。内部含有潮气和温度的升高相结合,将使所用的大多数常用的叠层板 (HDI 积层多层 PCB) 发生大范围的脱层”。

(2) 美国电子组装焊接专家 J. S. Hwang 在其撰写的《电子组装制造中的焊接材料和工艺》一书中也有这样的描述:“考虑到现有无铅材料的熔点温度高于 Sn-Pb 共晶材料的熔点温度 (183℃),为了将再流焊温度降到最低程度,一条合适的再流焊温度分布曲线显得特别重要”。他还指出:由于目前生产条件限制,如现有的 SMT 生产企业和基础设施包括元器件和 PCB 所具有的温度特性等,无铅再流焊峰值温度应该保持在 235℃ 左右。

经过综合分析,在 HDI 积层多层 PCB 的无铅再流焊接中,当使用 Sn-Ag-Cu 焊料合金时,峰值温度建议取 235℃,最高不要超过 240℃。实践表明,采取此措施后,效果非常明显。

### 9.4.4 可挥发物逃逸不畅是分层、爆板的助长因素

从大量的切片分析来看,爆板位置几乎都是发生在埋孔的上方覆盖有大面积铜箔的部位,如图 9.30 所示。

这种设计的可制造性确实有问题,主要表现在下述几个方面:

- (1) 焊接受热后对积聚在埋孔和层间内的可挥发物 (如湿气等) 的排放不利;
- (2) 加剧了在再流焊接时板面温度分布的不均衡性;
- (3) 不利于消除焊接过程中的热应力,容易形成应力集中,加剧了 HDI 积层多层 PCB 内层间的分离。

显然，HDI 积层多层板产品的图形设计不合理，助长了无铅制程中爆板现象的发生。

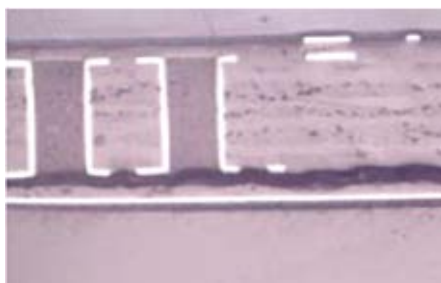


图 9.30 爆板的位置特征

## 9.5 分层、爆板发生的机理

### 9.5.1 分层发生的机理

根据分层的定义，其发生的机理可以归纳如下：

- (1) 基板层压时层间局部有脱胶现象，而形成内部层间微裂缝。
- (2) 基板吸湿后积聚在基板内部缺陷（气泡或微裂纹）中的潮气，在再流的峰值温度作用下，体积急剧膨胀而形成了明显的分层缺陷。

### 9.5.2 爆板发生的机理

根据上述对爆板现象的特征分析和归纳，可以按下述物理模式来研究和分析爆板发生的物理过程。

- (1) 在工作环境温度不太高的情况下，多层板 L1~L2 之间的黏结情况良好，如图 9.31 所示。

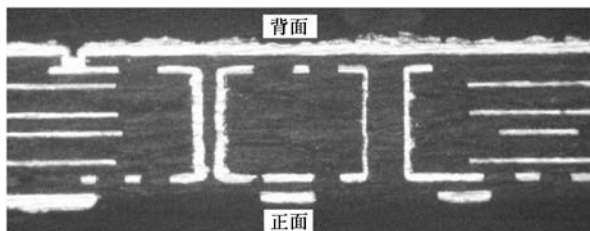


图 9.31 正常 HDI 积层多层板的切片

- (2) 随着对其加热升温过程的进行，埋孔及内层的可挥发物（包含湿气）不断排出，如图 9.32 所示。

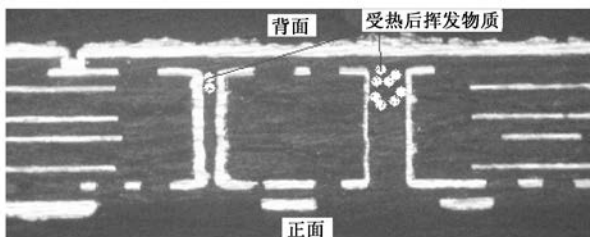


图 9.32 在再流升温过程中可挥物受热膨胀

(3) 排出的可挥发物气体在埋孔口与 PP (黏结片) 之间集聚, 如图 9.33 所示。

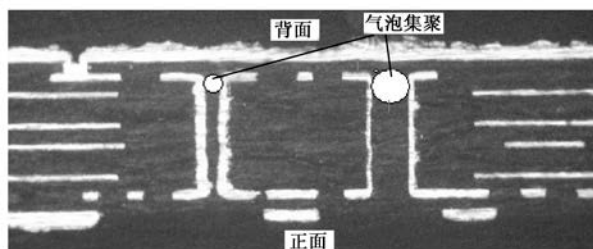


图 9.33 可挥发物在埋孔口和 PP 之间集聚

(4) 随着温度的继续升高, 集聚在埋孔口附近的气体越积越多, 形成很大的膨胀压, 使 L2 的棕化面和 PP 之间受到一个使其分离的膨胀力, 如图 9.34 所示。

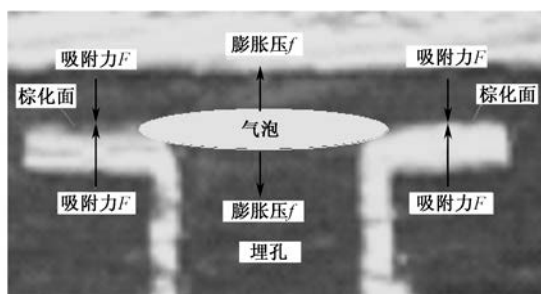


图 9.34 强大的膨胀压导致爆板的发生

(5) 当最终形成的膨胀压 ( $f$ ) 小于棕化面与 PP 之间的吸附力 ( $F$ ) 时 ( $f < F$ ), 仅在内层埋孔口留下一个小气泡, 即形成点状的爆板现象, 如图 9.35、图 9.36 所示。

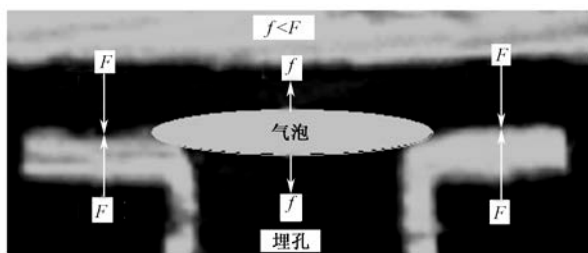


图 9.35 点状爆板现象

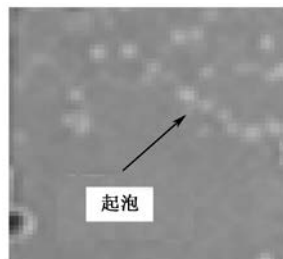


图 9.36 点状爆板的外观

(6) 当最终形成的膨胀压 ( $f$ ) 大于棕化面与 PP 之间的吸附力 ( $F$ ) 时 ( $f > F$ ), 则沿 L2 棕化面与 PP 之间将发生分离, 出现如图 9.37 所示明显的块状的起泡分层现象, 其外观如图 9.3 所示。

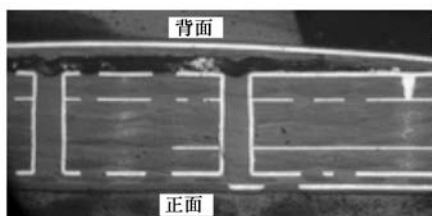


图 9.37 块状起泡切片

在 PCB 受热时, 其中一部分自由体积的水可以通过微孔状的 PCB 基材散失出去, 从而减少了可能在空隙或微裂纹处聚集的水的摩尔体积分数, 有利于 PCB 的分层、爆板情况的改善。但是如果 PCB 表面有大面积的铜箔图形覆盖, 则在 PCB 受热时, 埋孔上方的大铜箔面挡住了受热后向外逸出的水汽, 使微裂纹中水汽的压力升高, 导致发生爆板的概率大大增加。

具体影响 PCB 受热分层、爆板的因素, 可归纳如图 9.38 所示。

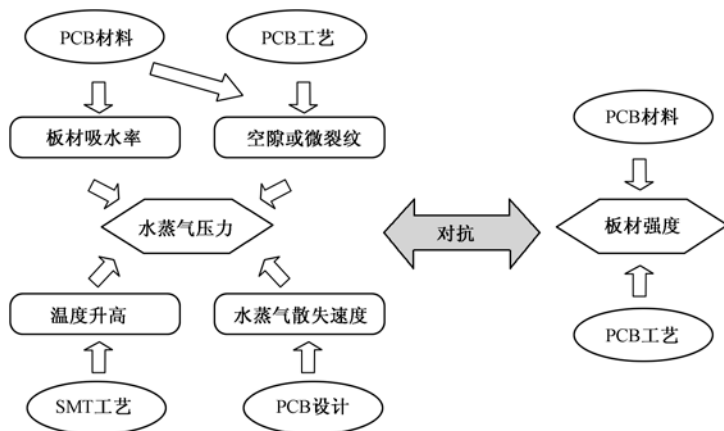


图 9.38 影响 PCB 受热分层、爆板的因素

## 9.6 预防分层、爆板的对策

### 9.6.1 根除爆板发生的必要条件

(1) PP 存储中最大问题是防止它吸潮, 空气中的水分容易在 PP 上凝聚而被吸附。为了保持 PP 原有的性能不变, 较适宜的存储条件是: 温度 10~20℃, 湿度 <50%RH (最好是在真空中存储)。据资料报道, 在 5℃下存放一个月或更长一些时间的 PP, 并不能成功地生产出高质量的多层板, 故冷藏也是不可取的。

(2) 严格控制 PCB 成品的仓库存放条件, 特别是在阴雨天气, 要适时增加抽湿机的功率, 来控制仓库的湿度。

(3) 改进对无铅制程用 PCB 产品的包装, 采用真空薄膜+铝膜包装, 确保保存时间和干燥度。

(4) 寻找新的耐热性能好、吸潮率低的材料。

### 9.6.2 抑制爆板发生的充分条件

(1) 优化“棕化”工艺质量, 增加 PCB 内部层间黏着力。

(2) 选用优质棕化药水。

(3) 加强对原材料进货质量的监控, 如 PP 材料的树脂含量 (RC%)、树脂凝胶时间 (GT)、树脂流动度 (RF%)、挥发物含量 (VC%) 等关键指标, 以保证存在于浸渍纤维空间的树脂的均匀性和占有率, 确保最后成形的基板材料具有低吸水性、更好的介电性能、良好的层间黏合性和尺寸的稳定性。

9.6.3 改善大铜箔面的透气性

1. 措施

根据上述对爆板发生的位置特征（如图 9.39、图 9.40 所示）和机理的分析，显然，当 PCB 表面有大面积铜箔层设计时，将造成内部水汽无法释放，故有必要对表面铜面开窗口来改善爆板问题。



图 9.39 爆板定位（1）



图 9.40 爆板定位（2）

2. 验证

（1）在发生爆板固定位置的铜箔面开直径小于 1mm 的小窗（盲孔，不影响电性能），如图 9.41 所示。



图 9.41 大铜箔面定位开窗

采用激光打掉绿油 6 个点后蚀刻掉铜，在 105℃ 温度下烘板 2h，再进行 6 次再流焊接，试验结果见表 9.5。

表 9.5 铜面开窗口试验

数量（pcs）	40					
预处理	烘板 105℃/2h					
再流焊接次数	1	2	3	4	5	6
爆板数（pcs）	0	0	0	0	0	0

（2）批产试验。如图 9.42 所示，在上述已介绍的各项对策均落实的基础上，采样 61 块四拼板，共 244pcs，每块拼板中开窗和不开窗各 2pcs，开窗孔径为 0.4mm 的盲孔。

正常生产完后，经 105℃/120min 烘板，测试结果，经 6 次无铅再流焊接后，爆板发生率如下。

- ① 未开天窗：122pcs，爆板数 1pcs，爆板率为 0.82%；
- ② 开天窗：122pcs，爆板数 0pcs，爆板率为 0%。



图 9.42 大铜面上开窗口

试验结果证明外层图形开窗对爆板的改善有帮助。因此，在不影响功能的情况下，对表面有大铜箔面的 PCB 做局部开窗处理（即在铜箔面上开 0.4mm 孔径的盲孔），对抑制爆板有较好的效果。

## 第10章 无铅焊接中焊盘、焊缘起翘及芯片变形

### 10.1 无铅焊接过程中的凝固过程

焊接的凝固过程，是以在特定条件下对金相组织进行控制作为目的的，在实际应用中它占有重要的技术位置。然而到目前为止，把焊接凝固现象作为研究课题的几乎没有，它成了现代电子装联中尚未涉及的领域。

目前，正处于从有铅钎料向无铅钎料过渡之中，与凝固有关的一些问题将会凸显出来，如微偏析、起翘、缩孔、焊盘剥离、PBGA 封装体翘曲等。这些现象虽然在使用 Sn-Pb 钎料焊接时有时也会发生，例如当基板吸湿后也会引起焊盘剥离，但在组装中这种缺陷并不经常发生，因而不会引起过分的关注。然而对于无铅焊接，由钎料凝固过程所引发的缺陷却是一种高发的普遍现象。为了改善无铅化产品的可靠性、提高产品质量，国外已开始对焊接凝固现象进行系统的研究，旨在搞清楚焊接凝固中所引发的各种缺陷现象的机理和抑制的对策。

凝固现象引发的问题，是以“起翘”为中心来展开对其形成机理的研究的。在日本，起翘现象被称为“リフトオフ”，在欧洲被称为“Lift-off”，在美国被称为“Fillet-lifting”。

### 10.2 起翘、剥离及对策

#### 10.2.1 起翘的定义及研究动向

##### 1. 定义

在无铅波峰焊接后，在基板、钎料、元器件引脚界面引起的剥离现象，总称为起翘现象。从广义上来说，无铅波峰焊接工艺中发生的起翘现象，和机械疲劳破裂而引起的剥离现象是不相同的。无铅波峰焊接所发生的起翘现象，可区分为下述四种不同的类型。

##### (1) 角焊缝起翘剥离

此现象的特征是：起翘都是发生在焊盘和钎料相连接的界面上或附近，如图 10.1、图 10.2 所示。

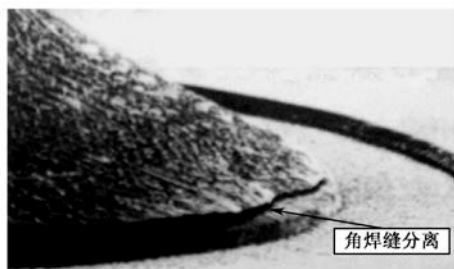


图 10.1 焊缘起翘 (1)

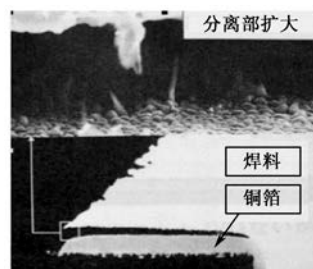


图 10.2 焊缘起翘 (2)



## (2) 焊盘剥离

焊盘剥离是发生在基材与焊盘之间的分离现象,如图 10.3、图 10.4 所示。

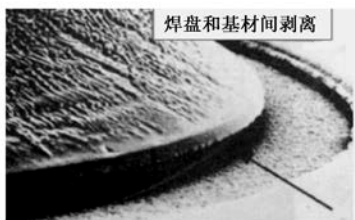


图 10.3 焊盘起翘 (1)



图 10.4 焊盘起翘 (2)

## (3) 在基材内部剥离

此缺陷的特征是剥离发生在焊盘下的基材内部,如图 10.5、图 10.6 所示。

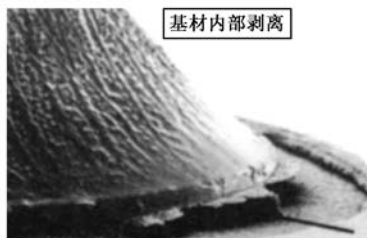


图 10.5 基材内部剥离 (1)

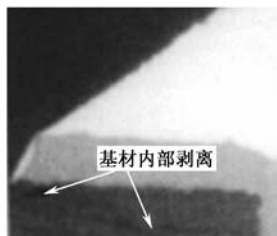


图 10.6 基材内部剥离 (2)

## (4) 钎料和引脚间的剥离

钎料和引脚之间剥离的主要表现形式如图 10.7 所示。

上述现象在引脚镀层为 Sn-10Pb 时最容易发生。引脚和钎料之间的剥离现象,从外观观察是较难发现的,通常要切片分析才能观察到。



图 10.7 钎料和引脚之间的剥离

## 2. 研究动向

起翘是无铅波峰焊接中的高发性缺陷,在单面 PCB 上不发生,只发生在金属化通孔的基板上,而且目前尚无通用的对策。

在发现起翘现象的初期,最先对其进行研究的是英国的 Vincent,他用 Sn-7.5Bi-2Ag-0.5Cu 钎料合金,在对双面都有铜焊盘的金属化通孔的 PCB 进行波峰焊接中,发现在铜焊盘和钎料圆角的界面发生剥离现象。随后,又发现许多含 Bi 的合金系也存在此现象。而且即使不含 Bi,只要在搭载的元器件的焊端镀了 Sn-Pb 合金,同样也会发生起翘。

作为电子产品无铅化所共性的课题,特别是电子元器件电极含有铅镀层的情况,对起翘和剥离有重大影响。为此,JEITA 规划了对该现象的发生机理和应采取的对策进行研究。由此可见,从完全无铅化的观点出发,上述问题是应尽快解决的课题。

### 10.2.2 起翘现象发生的机理

#### 1. 发生起翘的金相组织特征

为了搞清楚起翘的形成机理,首先必须了解起翘的金属组织特征。图 10.8 所示为用 Sn-3Bi

合金焊接金属化通孔的状态。从图中可见，钎料圆角和 Cu 焊盘间有数微米的浮起。

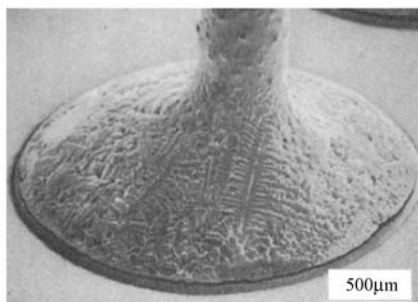


图 10.8 用 Sn-3Bi 合金焊接金属化通孔时的起翘现象

图 10.8 中可以明显地看到钎料圆角表面的组织状态是呈树枝状结晶，由此揭示了凝固过程不是在同一时间内完成的。

日本学者菅沼克昭通过试验得到了，在焊点圆角内各点的固相率达到 0.9 时的时间分布，如图 10.9 所示。

从图 10.9 中可见，对 Cu 引线、Cu 焊盘和通孔内的 Cu 镀层紧密连接的区域，钎料的凝固时间将明显滞后。由于 Cu 的热传导（热传导系数为  $389\text{W/m}\cdot\text{K}$ ）是基板（热传导系数为  $0.301\text{W/m}\cdot\text{K}$ ）的 1292 倍，就是比 Sn-Bi 合金也大了约 13 倍。因此，焊接过程中在通孔内基板中心储藏的大量热量，只能先传递给 Cu，然后再向外部传导散发。如果没有 Bi 等溶质的偏析发生，与钎料圆角相接触的 Cu 焊盘面的液相状态将保留到凝固的最终阶段。因此，当沿界面的垂直方向受到力作用时，便很容易发生起翘现象。

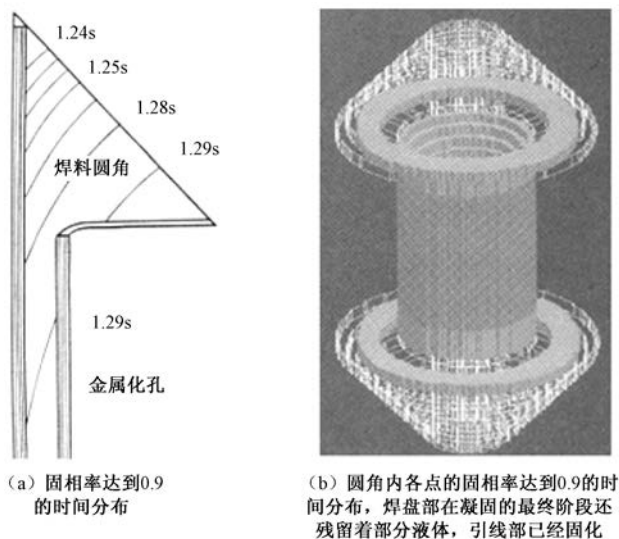


图 10.9 焊点凝固过程的温度分布模型

液态钎料开始冷却凝固时，树枝结晶组织首先凝固成固态的结晶核，在此基础上不断发育成长，钎料圆角的表面便形成了明显的凹凸不平，如图 10.10 所示。

在凝固过程中，在液体中最初生成的是稳定的微小固体的核，从核到固体的生成中，由于受结晶方位等的影响，最终发育成树枝状。树干部分被叫做一级结晶干，枝叫做二级结晶干。充满在干与干、枝与枝间隙中的熔液，到凝固的最后瞬间还是液态。合金的溶质原子（如 Sn）

从熔液体中析出便长成固体的树干；而如果是 Sn-Bi 合金，在圆角的间隙里，即表面的凹陷部分，便发生了 Bi 的微偏析。从圆角的横断面看，Bi 的偏析在圆角的间隙中生成的范围为数微米到数十微米。



图 10.10 在 Sn 合金凝固过程中树枝状结晶的生长

合金元素对起翘现象的影响，Bi 是最明显的，In、Pb 也有影响，如图 10.11 所示。

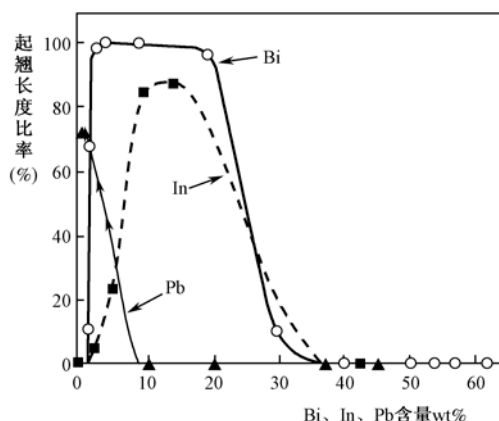


图 10.11 Sn-Bi、Pb、In 等二元合金的起翘发生率及其与合金成分的关系

由图 10.11 可知，在 Sn-Bi 合金中，Bi 含量为 5%~20% 发生起翘现象非常明显，到 40% 以上时发生率将变为零。而在 Sn-In 中 In 含量为 10% 及 Sn-Pb 中 Pb 含量为 1% 时，起翘发生率达到峰值。显然微量的 Pb 就能明显地发生起翘现象，所以对镀有 Sn-Pb 合金的元器件引脚要特别注意。

## 2. 发生起翘的机理

导致无铅焊接中焊盘起翘和焊点开裂主要有下述几个原因。

### (1) 材料间 CTE 严重不匹配

基板和钎料、Cu 等的热膨胀系数的失配是引发起翘现象的一个重要因素。基板是纤维强化的塑料 (FRP)，它沿板面方向的热膨胀系数小，故可以确保被搭载的电子元器件的热变形小。作为复合材料，面积方向的热膨胀和垂直方向的热膨胀差异很大，特别是沿板面垂直方向的收缩是很大的 (如 FR-4 厚度方向的热膨胀系数 CTE 是 Sn 的 10 倍以上)。如果在界面上存在液相，只要圆角有热收缩便会从基板上翘起来，而且一旦翘起来就不能复原。

沿 Z 轴方向的 PCB 基板材料（环氧玻璃）FR-4 薄片和铜箔导线，以及铜过孔之间的热膨胀系数（CTE）存在明显的差异，如图 10.12 所示。

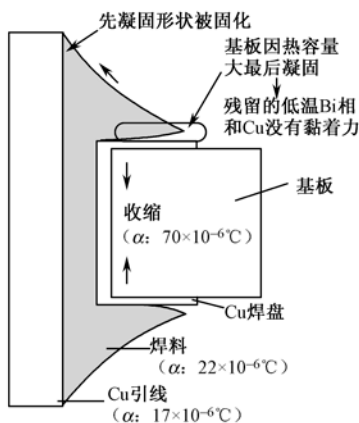


图 10.12 焊点起翘的断面模型

而且 PCB 基板沿厚度方向的热膨胀系数（CTE）还与温度有关，例如，当温度为 23~103℃时， $CTE=80 \times 10^{-6}$ ；  
103~153℃时， $CTE=220 \times 10^{-6}$ ；  
153~217℃时， $CTE=340 \times 10^{-6}$ 。

假定 PCB 厚为 2mm，那么当 PCB 由 23℃升至 217℃时的总热膨胀尺寸为

$$\Delta L = 2.0 \times \{80 \times (103 - 23) + 220 \times (153 - 103) + 340 \times (217 - 153)\} \times 10^{-6} = 78320 \times 10^{-6} \\ = 78.32 \times 10^{-3}(\text{mm})$$

而 Cu 的  $CTE=17 \times 10^{-6}$  时，可计算得到过孔镀铜层的热膨胀尺寸为

$$\Delta C = 2.0 \times 17 \times (217 - 23) \times 10^{-6} = 6596 \times 10^{-6} = 6.596 \times 10^{-3}(\text{mm})$$

上述二者热膨胀尺寸之差达到了  $71.724 \times 10^{-3} \text{mm}$ （11.87 倍）。如此之大的差异，导致了焊点尚未凝固时就被 CTE 的巨大差异拉裂了。

PCB 基板在波峰焊接过程中，其热力学作用及形变过程可描述如下。

① 受热及膨胀。PCB 与波峰钎料接触过程中，首先从熔融钎料中直接接受了大量的热量，导致基板发生热膨胀。而在 PCB 通过了波峰钎料后的一个短时间内，由于液态钎料凝固过程中将释放出大量的凝固热，传导至相邻的基板，还将使其继续处于热膨胀过程中，如图 10.13 所示。

② 冷却及收缩。随着冷却过程的开始，在基材内的热迁移过程会慢慢停止下来，钎料的凝固热就仅仅局限在焊点区域内扩散，而造成焊点区域内或靠近接点的所有元器件会进一步增加温升，直到 217℃凝固热释放结束，焊点温度才开始缓慢下降，直到和室温一致为止。

焊点开始固化时，基板开始冷却并逐渐回复到其原来的平板形态。在热收缩过程中在焊点表面会产生相当大的应力。然而在此时，即使很小的应力也足以引起焊盘起翘或者焊点表面开裂。当焊盘与基板间的黏附力大于钎料的内聚力时，焊点的钎料区域就会发生裂缝，如图 10.14 所示。

③ 连接器的起翘过程。连接器在波峰钎料中是引脚最为密集的。因此，应特别关注其在波峰焊接中发生起翘现象的过程，如图 10.15 所示。

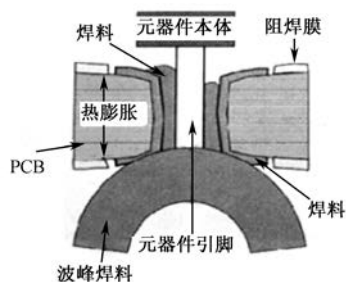


图 10.13 热膨胀

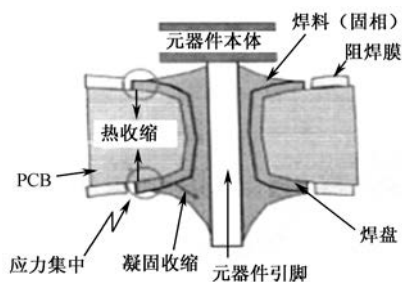


图 10.14 热收缩

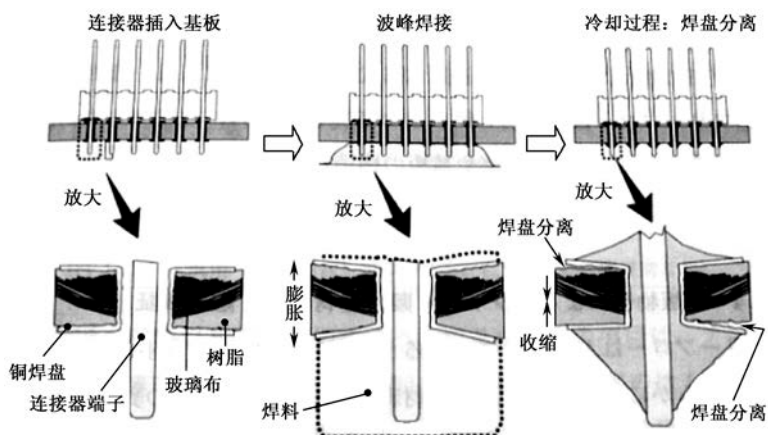


图 10.15 连接器起翘过程

不同的基板材质，在波峰焊接中发生起翘现象也是有差别的。图 10.16 所示是以连接器的焊点为例，在不同的基板材质情况下发生起翘情况的比较。

**条件：**钎料为  $\text{Sn-3.0Ag-0.5Cu}$ ；焊接温度为  $250^\circ\text{C}$ ；冷却方法为自然冷却；焊盘直径为  $\phi 1.6\text{mm}$ ；引脚电镀为  $\text{Sn-0.7Cu}$ ；部件为连接器（ $2.54\text{mm}$ ， $\phi 0.64\text{mm}$ ）。

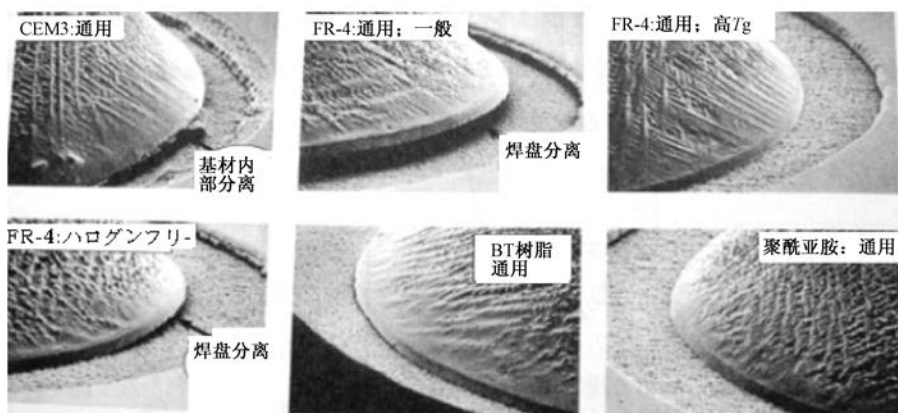


图 10.16 不同的基板材质起翘情况比较

## (2) 含 Bi 合金的凝固模型及起翘机理

Bi 添加在无铅钎料中，是作为一种降低熔点改善润湿性的合金元素。图 10.17 所示为 Sn-Bi 二元合金在 Sn 侧的状态图，从中可以看出在 Sn 侧固、液共存区温度范围变大。

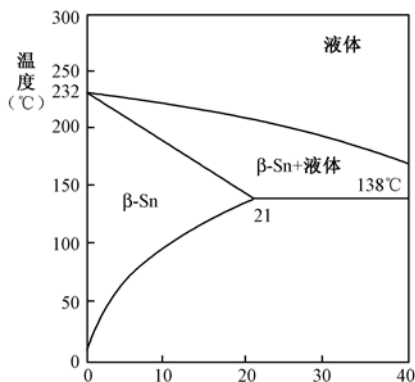


图 10.17 Sn-Bi 二元合金状态图 Sn 侧

由焊接温度以下开始冷却，最初在液体中形成凝固的结晶核（Sn 晶体），并以此结晶核为核心像树枝一样不断地延伸生长。随着树枝状结晶的成长，Bi 被排出到液相中。因此，在树干状结晶的固体中 Bi 含量变少，而在残余的液相中 Bi 含量增加，液体的熔点一层一层地降低，从而在圆角中出现 Bi 的微偏析，如图 10.9 所示。

当残液中 Bi 成分达到 Sn-Bi 二元合金的共晶成分时，熔点便变成了 139°C。这是钎料中的非常部分，即残存着到 139°C 时还没有凝固的液体，这是形成微偏析的第一个原因。

在 PCB 上进行元器件的焊接过程，是用复杂的材料构成复杂形状的过程。钎料的凝固过程，是由引脚顶端的散热驱动的，先从圆角的上部开始，逐渐向焊盘方向推进，最终的残余熔液是在通孔内部和圆角接触的钎料部分。由于焊盘的 Cu 的热传导非常好，因而基板内的热量是从通孔向 Cu 焊盘传递的。因此，与其接触的 Sn 合金圆角的界面还未被固化，此时在界面的垂直方向受到力的作用时，便容易发生起翘，这在生产过程中经常可见。这便构成了微偏析的第二个原因。

含 Bi 合金发生起翘的机理模型，如图 10.18 所示。

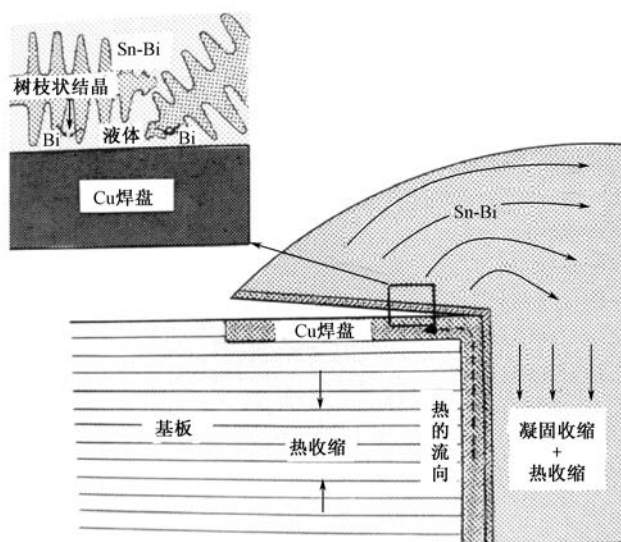


图 10.18 含 Bi 合金起翘机理模型

首先,随着树枝状结晶的生长不断地向液相中排出 Bi,而生成 Bi 的微偏析。在 Cu 焊盘界面近旁生长的树枝状结晶的先端部,熔液中 Bi 的浓度不断增加,树枝状结晶的生长变慢。由于热量是从通孔内部向 Cu 焊盘传递的,所以在焊盘的界面近旁的钎料部分积存的热量较多,凝固迟缓。而在从圆角上部进行凝固的同时,伴随着产生各种应力(凝固收缩、热收缩、基板的热收缩等),使圆角与焊盘产生剥离动作。Bi 等溶质元素的存在促进了凝固的滞后,这便是起翘现象发生的根源。

从圆角上方开始的凝固过程,随所搭载的元器件的材质和大小而变化。热容量大的元器件冷却比较困难,这是因为热量只能通过引脚传递至上方后散发。因此,基板愈厚愈容易发生起翘,这是因为在基板内部有较多的热量,由热膨胀系数的失配效应所导致的结果。

在焊接过程中有 Pb、Bi 污染时,起翘将更为明显。如果焊盘和基板间的黏附强度足够高,钎料就会从焊盘上分离开来,引起角焊缝起翘。

### (3) 含 Pb、Bi 等合金元素的起翘发生机理

含 Pb、Bi 等合金元素的起翘发生机理,如图 10.19 所示。

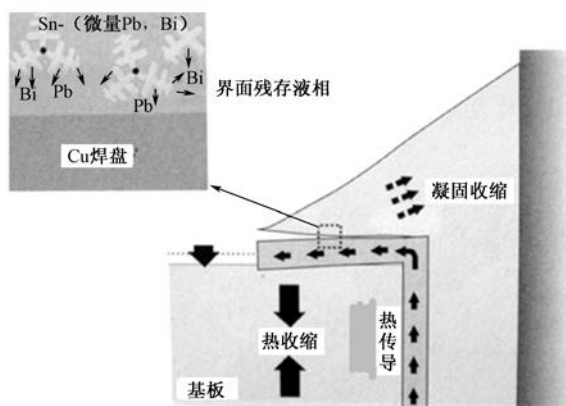


图 10.19 起翘发生机理

### (4) 元器件引脚镀 Sn-Pb 所产生的起翘现象

引脚镀 Sn-Pb 的元器件在波峰焊接中所发生的起翘现象,和含 Bi 的情况有所不同。前者多发生在基板的元器件面,而在焊接面几乎不发生。诱发引脚镀 Sn-Pb 的元器件的起翘现象的机理,如图 10.20 所示。

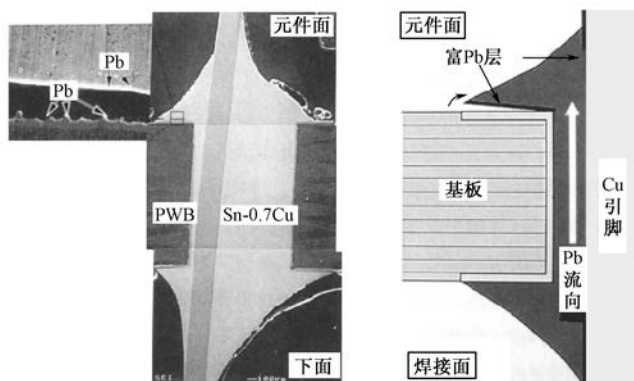


图 10.20 引脚镀 Sn-Pb 的元器件起翘发生的机理

首先, Pb 存在于元器件引脚的表面, 在波峰焊接时和波峰钎料接触而溶解的 Pb, 沿着波峰钎料在通孔中流动的方向运动, 最后集积在基板 Cu 焊盘的界面处。因此, 在基板下面(焊接面)的圆角中不存在 Pb, 而在上面 Pb 过浓, 最后到达并积聚在圆角和 Cu 焊盘界面处残留的液相中。镀层中微量 Pb 的存在是起翘的诱因。如图 10.11 中所示, 当 Pb 的成分为 1% (wt) 时发生起翘最显著。对微量 Pb 污染在波峰焊接中的影响过程的描述, 如图 10.21~图 10.23 所示。

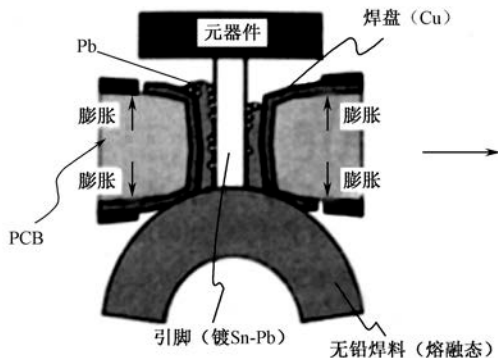


图 10.21 微量 Pb 引起起翘过程 (1)

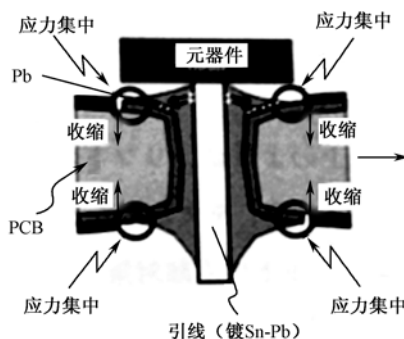


图 10.22 微量 Pb 引起起翘过程 (2)

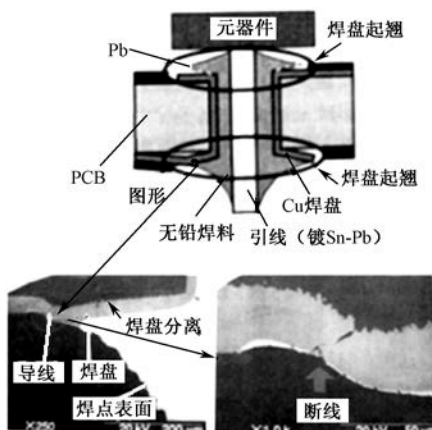


图 10.23 微量 Pb 引起起翘过程 (3)

#### (5) Sn-Ag-Cu 钎料合金中 Cu 含量对起翘的影响

固、液共存区的宽度对起翘产生的影响是不可忽视的。特别是当采用 Sn-Ag-Cu 或 Sn-Cu 钎料合金进行波峰焊接时, 钎料槽中的 Cu 含量将发生变化。PCB 上的布线和焊盘上的 Cu 将溶入钎料槽中, 使用时间一长, 钎料槽钎料中 Cu 的浓度不断增大, 固、液共存区的宽度将随之发生变化。图 10.24 所示为 Sn-Ag-Cu 合金中的 Cu 含量发生变化时对起翘的影响。

图中所示为使用 Sn-Ag 共晶成分、焊接引脚镀 Sn-Pb 的元器件时起翘发生的程度, 当 Cu 含量增加到 0.2wt% 时, 起翘的发生率达到最大。然后随着 Cu 含量的增加, 起翘发生率逐渐减小, 当 Cu 含量增加到 0.75wt% 时起翘的发生率达到最小, 然后便又缓慢地增加。显然, 控制共晶组分能使起翘发生率最小。因此, 加强对波峰钎料槽中钎料成分的管理 (如从引脚镀层中混入的 Pb 和从基板上溶入的 Cu), 对确保焊接过程的成功是非常重要的。



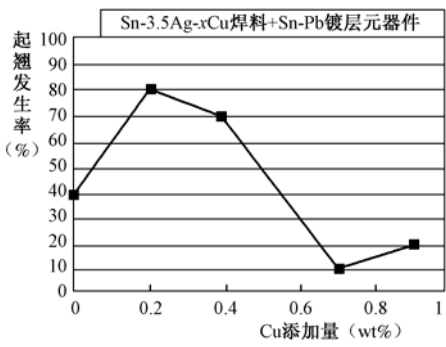


图 10.24 使用 Sn-3.5Ag-xCu 合金时 Cu 含量的变化对起翘发生率的影响

10.2.3 从起翘发生的机理看抑制的对策

1. 影响起翘发生的各种因素

涉及起翘现象的发生及其影响的各种因素，归纳起来见表 10.1。

表 10.1 起翘的发生及其影响因素

影响因素及效果	可能的对策
双面通孔基板在波峰焊接中发生	将 SMT 设计为单面电极，即使采用复合工艺也会有类似现象发生
合金组成：固、液共存域范围的成分为 Sn-Ag-Bi 系、Sn-Ag-Cu/镀 Pb 系、Sn-低 Pb 系等。 Bi：成分为 (2~41)wt%，12 wt% 为峰值	选择液、固共存域狭窄的合金系； 除共晶组分外不含 Bi 和 In； 采用 Sn-Ag-Cu、Sn-Cu 系钎料合金时，应避免选用引脚镀 Sn-Pb 的元器件
焊盘直径：越大越容易发生	焊盘形状、尺寸与润湿性有关
基板厚度：越厚越容易发生	减薄基板
引线直径：越粗越容易发生	将引线直径减小
冷却速度：越小越容易发生	快速冷却
圆角高度：越高越容易发生	可焊性不良，降低圆角
组织微细化：可抑制偏析	添加微量元素

2. 抑制的对策

针对凝固中发生的首位缺陷的起翘现象的抑制对策，

主要可归纳如下。

(1) 采用单面基板。

(2) 不使用添加了 Bi、In 的合金。抑制固、液共存区域的宽度非常重要。而且，为了避免在高温下开始凝固，期望液相线能尽可能低些。

(3) 不用镀 Sn-Pb 的插入引脚元器件。

(4) 加快焊接的冷却速度。要防止树枝状结晶的形成（实现微细化），就意味着要防止偏析的发生。例如，采用水冷就能有效地抑制树枝状结晶的形成。图 10.25 所示为在实验室条件下，用水冷形成的焊接圆角，没有发生微偏析。

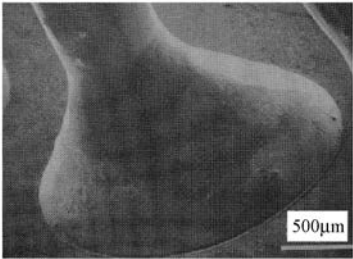


图 10.25 圆角表面光滑，起翘现象被完全抑制

图 10.26 所示是在实际的波峰焊接设备上获得的效果。由图中可见冷却速度愈大效果愈好。

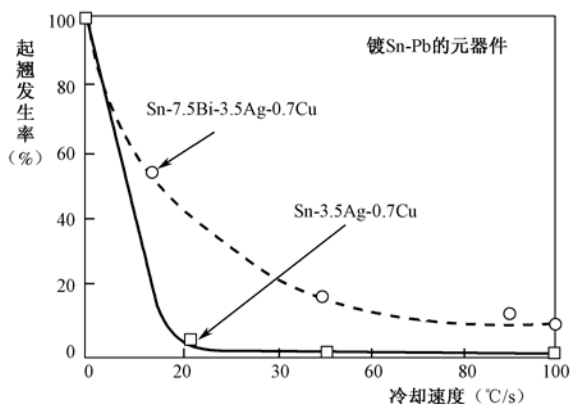


图 10.26 控制波峰焊接机上冷却装置的冷却速度对抑制起翘现象的效果

(5) 慢冷却。冷却过程中在发生起翘前停止温度下降，即采用退火方法。用焊接冷却中的退火来降低起翘的发生率，如图 10.27 所示。

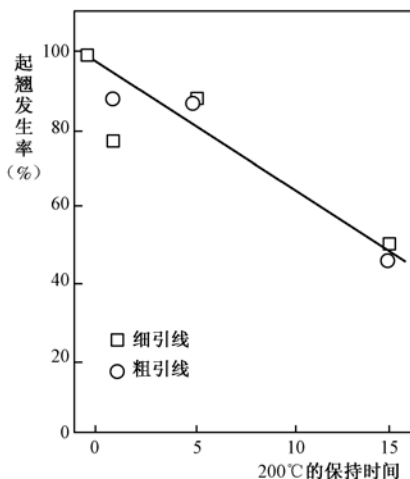


图 10.27 由冷却途中的退火降低起翘的发生率

由于退火促进了 Bi 偏析的分散性，可防止有害的偏析全集中在界面上。树枝结晶主干的退火也兼有减轻残留应力的作用。

(6) 添加能使组织细化的合金元素。例如，添加微量的第 3 种元素，能有效地抑制 Bi 的偏析，这是最值得期待的方法，然而到现在还没有找到有效的解决策略。

(7) 阻止 Cu 的热传导。在基板设计时用热传导较差的金属替代 Cu，除去通孔内的 Cu 柱（孔壁镀层），或者考虑引入隔热层和采取基板热传导好的散热设计等，也可以采用有内部电极的多层基板等。

(8) 采用热收缩量小的基板材料。目前所使用的基板，沿厚度方向的收缩量比钎料和引线等都要大。减小该值即能减小起翘的发生。

例如，Sn-37Pb 合金的 CTE 是  $24.5 \times 10^{-6}$ ，从室温升到 183℃ 时体积会增大 1.2%；而从 183℃ 降到室温，体积的收缩却达 4%。故 Sn-Pb 钎料焊点冷却后有时也有缩小现象。因此有铅焊接也存在起翘的风险，尤其是在 PCB 受潮时。

无铅钎料焊点冷却时也同样有凝固收缩现象。由于无铅熔点高、与 PCB 的 CTE 不匹配更严重、更易出现偏析现象,因此当存在 PCB 受热变形等应力时,很容易产生起翘,严重时甚至会造成焊盘剥落。

(9) 注意基板的热传导设计。通过对基板的热传导设计,可以实现基板内热量的有效散失。

(10) 控制焊盘尺寸和波峰温度。焊盘直径大小对焊盘剥离率也有较大影响,当采取阻焊膜定义焊盘时,其抑制率几乎可达 100%,如图 10.28 所示。温度及焊接气氛对起翘高度的影响,如图 10.29 所示。

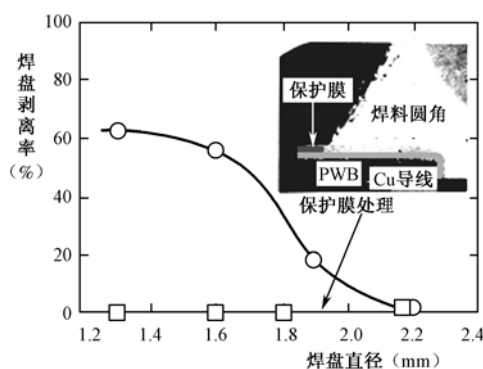


图 10.28 焊盘直径对焊盘剥离率的影响 (镀 Ni/Pd、孔径为 1mm)

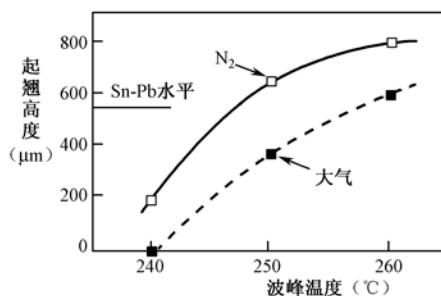


图 10.29 温度及焊接气氛对起翘高度的影响

## 10.3 PBGA 封装体翘曲及其对传统 MSL 分级的影响

### 10.3.1 背景

由于无铅焊接特别是无铅再流焊接的温度高,芯片封装体和基板均易产生变化和翘曲,从而导致 PCBA 在焊接组装中,桥连、开路、分层、爆裂等焊接缺陷的发生率有明显的增加。系统公司的 B. T. Vaccaro 和 R. L. Shook 等人针对间距为 1.0mm 的 PBGA 在 PCB 上的焊接试验,经 X 光和超声显微镜 (C-SAM) 检测后,发现有短路、分层等焊接缺陷产生。试验中通过对热屏蔽模量的测量,评估 PBGA 封装体的翘曲及潮湿敏感等级 (MSL) 与 PCB 组装结果之间的关系。试验结果表明:PBGA 器件封装体的翘曲和无铅再流温度的升高,是导致焊接缺陷增多的根本原因。

### 10.3.2 PBGA 封装体翘曲发生的机理

由于器件材料与 PCB 热膨胀系数不同, PCB 在再流焊接过程中经受高的再流峰值温度时, PBGA 器件基体因钎料表面张力的作用翘曲变得更严重。器件吸湿越大, 再流后器件翘曲度亦越大, 以上两种情况都可直接导致焊接缺陷的增多。图 10.30 所示为 PBGA 器件在再流焊接过程中及试验后的翘曲情况和结果。

在室温下开始加热后(如图 10.30 (a) 所示), 器件先是凹形翘曲。随着焊接温度的逐渐升高, PBGA 封装体变软, 伴随着钎料和 PBGA 钎料球的熔融, 钎料表面张力增大, 拉动器件封装体周边向下坍塌, 造成钎料球间钎料相连形成桥连(如图 10.30 (b) 所示)。

在这一过程中, 再流焊峰值温度越高, 器件封装体变形越厉害, 形成桥连的可能性越大。待 PBGA 进入降温阶段, 封装体逐渐变硬开始反弹, 而由于表面张力的作用, 相连在一起的钎料球不能完全分离, 钎料固化后便形成桥连焊点(如图 10.30 (c) 所示)。

试验证明, PBGA 钎料球发生桥连的概率与焊接峰值温度有关。高于熔点的温度越高, 产生桥连的可能性越大; 而同样的翘曲度, 器件吸湿越大, 产生桥连的可能性也越大。

当 PBGA 用于无铅焊接工艺时, 因再流焊接温度升高, 导致桥连概率会加大。所以 PBGA 器件生产厂商一定要保证 PBGA 封装基体的平整度, 减少翘曲, 把湿度降到最小, 同时采用良好的包装材料, 确保 PBGA 与空气隔绝。使用时应严格按照标准操作, 减少器件曝露于空气中的时间。

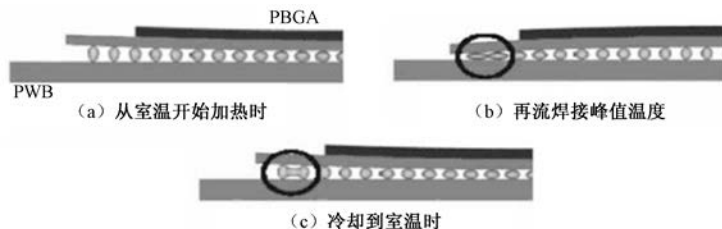


图 10.30 翘曲机理

### 10.3.3 现行标准的不足

B.T. Vaccaro 等人认为: 随着 PBGA 器件封装尺寸不断增大, 以及硅芯片尺寸的不断减小, 封装体本身的翘曲也在逐渐增大。大的 PBGA 封装体(35mm 以上)在 IPC/JEDEC 标准中被明确标出, 湿度/温度在 MSL-3/260℃的情况下, 再流过程会引起 PBGA 器件封装体更加严重的翘曲, 从而导致再流焊接后 PBGA 的周边钎料球更容易产生桥连。

传统的 Sn-Pb 焊接工艺中, PBGA 封装体的翘曲度及 MSL 与焊接结果是匹配的; 而在无铅焊接过程中, 再流焊接峰值温度要升高, 原来的标准中与之匹配的翘曲度及 MSL 与无铅组装结果不再相符。

IPC/JEDEC J-STD-020C 对器件封装体 MSL 分类制定了标准, 并明确指出: 器件生产厂商必须注明器件的封装类型以及满足生产的湿度等级和温度(再流焊接过程中峰值温度)。在该标准中, 器件湿度等级是建立在电气测试结果以及在指定的湿度等级和再流峰值温度范围内的 C-SAM 检测基础上的。

J-STD-020C 中有一个潜在问题, 那就是遗漏了一个要求, 即评估器件本身高温封装时,

器件基板的翘曲度及 MSL 与 PBGA 组装过程中高温再流焊的匹配关系。

了解高温封装器件本身的翘曲，可以更好地进行含有 PBGA 的 PCB 的组装。现在 J-STD-020C 中的测试数据，没有描述高温封装器件在无铅组装中翘曲度与 MSL 的匹配关系，现有标准中只是说明室温下标准封装的元器件翘曲度与 MSL 的匹配关系。

B.T. Vaccaro 等人的试验使用的是装有大量钎料球的 PBGA，因为该器件在高温封装过程中已发生器件基板本身的翘曲，而在无铅再流焊接过程中又要承受一次高温冲击。器件基体的变形易引起焊接桥连、断路、分层等焊接缺陷。热屏蔽模量测试方法可以测量 PBGA 超出翘曲度规定值时，MSL 对 SMT 组装的影响，测量是从室温到无铅再流峰值温度 260℃ 的情况下进行的，图 10.31 所示是 B.T. Vaccaro 等人得出的典型的 PBGA 热屏蔽模量与翘曲度的关系图。

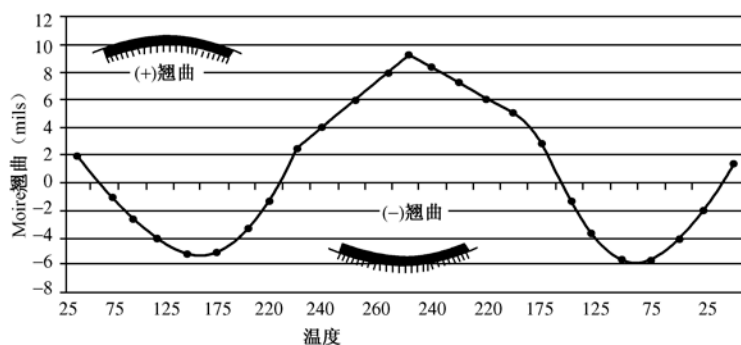


图 10.31 典型热屏蔽模量与翘曲度的关系

### 10.3.4 B.T. Vaccaro 等人的研究试验结论

#### 1. 研究试验目的

- (1) 确定封装尺寸与芯片尺寸如何匹配，才能使器件高温封装及再流焊时基体翘曲最小。
- (2) 判定无铅焊接工艺中，器件封装体湿度等级与翘曲度对 SMT 组装的影响程度，重新确定 IPC/J-STD-020C 中与焊接温度匹配的 MSL，消除 SMT 组装中湿度、峰值温度与焊接缺陷的不匹配性。
- (3) 试验的 PBGA 封装如图 10.32 所示。

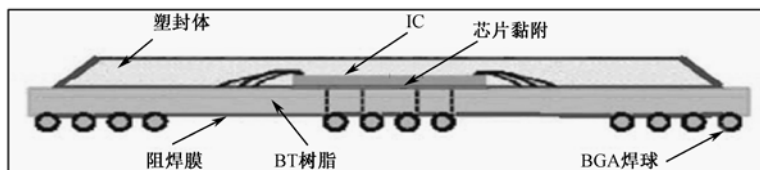


图 10.32 典型 PBGA 封装的内部构造

#### 2. 结论

- (1) 在高湿度和高无铅焊接再流峰值温度的情况下，使 PBGA 封装体翘曲度增大，会导致 PBGA 钎料球桥连，产生焊接缺陷。此外，PBGA 封装体的翘曲度与封装体和硅芯片的尺寸相关。例如，封装尺寸为 35mm 的 PBGA 其翘曲度的变化量是尺寸为 27mm PBGA 翘曲度变化量的 2 倍。因此，减小封装体尺寸，增大硅芯片尺寸，可以减小 PBGA 封装体的翘曲度。

(2) 封装体的翘曲度, 直接影响 PBGA 在 PCB 上组装时四周钎料球桥连的发生率。尤其是对 1.0mm 间距的 PBGA, 当封装体尺寸小于 27mm 时, 因封装翘曲度较小, 可以顺利通过组装而不会出现钎料球桥连现象。

(3) 器件温度翘曲模量的变化与 MSL 及再流焊峰值温度相关, 通常湿度越大, 再流焊峰值温度越高, 器件温度翘曲模量越大。因此, B.T. Vaccaro 等人认为: 在 J-STD-020 MSL 分类标准中, 应加入再流焊峰值及与之匹配的 MSL 对板级组装产生的影响, 让 SMT 厂家成功实现 PBGA 的无铅焊接。

(4) 翘曲模量与板级组装之间的关系。通过对球间距为 1.0mm, 封装体尺寸为 37.5mm×37.5mm 的不同材料的 PBGA, 在不同的 MSL/峰值温度情况下的试验, 总结出翘曲模量的极限数据是 8mil。翘曲度大于 8mil, PBGA 器件四周钎料球桥连; 而当翘曲度小于 8mil, 则不会出现桥连现象。

# 第 11 章 无铅再流焊接中 PBGA、CSP 焊点空洞和球窝缺陷

## 11.1 概 述

传统的焊盘盲孔（VIP）组装的主要问题是：在再流焊接过程中，微盲孔中截留的气体不能排除时，就会产生空洞。

与锡铅合金相比，SAC 合金焊点会产生更多空洞。大多数专家认为在一定程度上空洞是可以接受的。SAC 合金与 Sn-Pb 合金之间，在物理上主要有三点不同，会使空洞增多。

（1）SAC 合金的表面张力大于 Sn-Pb 合金。因此，与熔融的 Sn-Pb 合金相比，任何留存下来的气体都很难脱离熔融的 SAC 合金。

（2）因为 SAC 合金（如 SAC305）的熔化温度约为 217℃，而 Sn-Pb 合金是 183℃，从基板和元器件释放出来的易挥发的化合物，可能导致无铅焊点中有更多气体留存下来。

（3）与 Sn-Pb 钎料相比，SAC 材料的湿润性较差、湿润角较大，这意味着空洞需要走更长的距离才能脱离 SAC 合金。

由于 PBGA、FBGA 和 CSP 的间距越来越小，PCB 的微孔图形要求对外形尺寸进行严格的控制。细间距 PBGA 阵列封装间距的标准被确定为 1.0mm、0.8mm、0.75mm、0.65mm 和 0.5mm。一些间距为 0.4mm 的 FPBGA 也得到了推广和应用，根据预测将来使用的器件的间距将为 0.3mm 和 0.25mm。

许多公司使用 X 射线、在线检测和自动光学检测相结合的方法来改善 PBGA 焊点的过程控制。一些公司通过 X 射线查找空洞，确定合格/不合格的标准。由于 X 射线的模糊投射，有可能会使空洞的尺寸变形，如图 11.1 所示。因此，要精确地测量空洞的面积，需要对 X 射线探测器的辐射度进行校正。

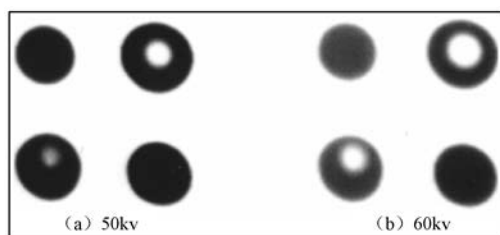


图 11.1 钎料球空洞的 X-Ray 图像

对于达到什么程度为空洞过多，目前业内还没有达成共识。空洞的支持者争辩说并不是有空洞不好，而是与其位置有关。例如，如果空洞是在钎料球和 PCB 焊盘界面之间，就意味着焊盘未润湿，这是不能接受的。然而 PBGA 中的大多数空洞，都是在 PCB 焊盘上面的钎料球中。

本章将着重论述在组装过程中形成空洞、球窝及几种控制空洞和球窝形成的方法。

## 11.2 无铅焊接中 PBGA、CSP 焊点的空洞

### 11.2.1 PBGA、CSP 焊点中空洞的分类及物理特征

#### 1. 空洞的分类

再流焊接中,在 PBGA 钎料球中、PBGA 钎料球与芯片封装间、PBGA 钎料球与 PCB 焊盘界面间等各部位中均可能会产生空洞。这些空洞的来源可能是:

- 钎料球自身就有的(在钎料球制造过程中产生的);
- 芯片封装过程中形成的;
- 用户板级组装过程中形成的。

为了更好地掌握和研究 PBGA、CSP 等芯片在板级组装无铅再流焊接中形成空洞的规律性,进而寻求在生产过程中的有效破解对策,有必要对各种空洞现象的形成源及其特征,进行归纳和分类。

##### (1) 芯片钎料球固有的空洞

芯片钎料球固有的空洞是指在用户进行板级组装之前已形成的空洞。此类空洞按发生的位置特征,可区分为以下两类。

- ① 封装界面空洞:即空洞发生在钎料球与芯片 PCB 的封装界面上,如图 11.2 所示。
- ② 钎料球内空洞:空洞是发生在钎料球内部,如图 11.3 所示。



图 11.2 封装界面空洞



图 11.3 钎料球内空洞

关于上述空洞的发生原因及其对策,是芯片封装中的问题,不属于本章讨论的范围。

##### (2) 组装空洞

组装空洞是指芯片用户进行板级系统组装过程中,发生在钎料球与芯片、钎料球与 PCB 焊盘之间界面上的空洞。它的产生可能是由于器件焊盘或 PCB 焊盘表面有杂质、钎料球和焊盘之间产生的金属间化合物,或组装工艺中残留的未排出的助焊剂可挥发物所致。按组装界面空洞常见的位置特征,可分为下述几类。

##### ① 芯片侧界面空洞

芯片侧界面空洞是指在系统组装再流焊接过程中,在芯片界面上所存在和发生的空洞。为便于和封装界面空洞相区别,可将其取名为芯片侧界面空洞。这种空洞可能是由原有的封装界面空洞,在板级组装过程中发展和扩大而成,如图 11.4 所示;也可能是在系统组装中新形成的,如图 11.5~图 11.7 所示,为分析方便,将这类空洞标识为 A 类空洞。

##### ② 组装界面空洞

再流焊接过程中发生在与钎料球和 PCB 界面直接连通的空洞,定义为组装界面空洞。在这



类空洞中, 将图 11.7 所描述的空洞称为 Kirkendall 空洞, 而将图 11.8~图 11.12 所描述的空洞标识为 B 类空洞。



图 11.4 A 类空洞 (1)

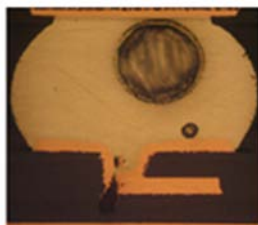


图 11.5 A 类空洞 (2)

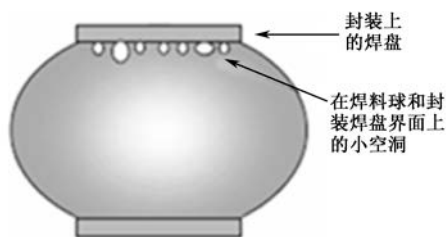


图 11.6 A 类空洞 (3)

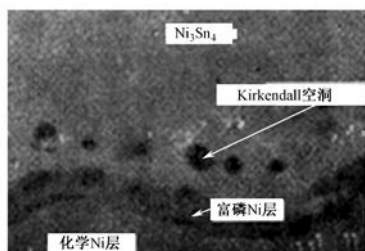


图 11.7 K irkendall 空洞

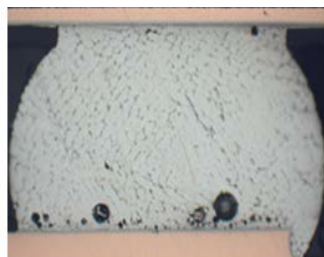


图 11.8 B 类空洞 (1)

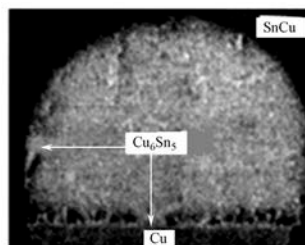


图 11.9 B 类空洞 (2)

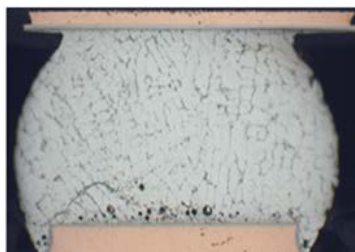


图 11.10 B 类空洞 (3)

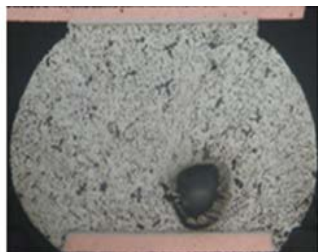


图 11.11 B 类空洞 (4)

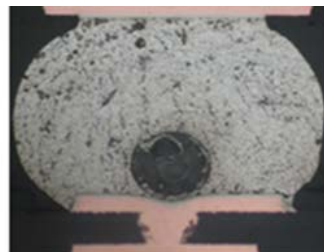


图 11.12 B 类空洞 (5)

### ③ 钎料球内部空洞

在板级系统组装再流焊接过程中, 在钎料球内部所形成的且不与界面直接连通的空洞, 定义为钎料球内部空洞, 如图 11.13~图 11.15 所示。这里将其标识为 C 类空洞。

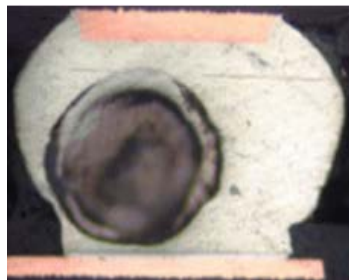


图 11.13 C 类空洞 (1)



图 11.14 C 类空洞 (2)

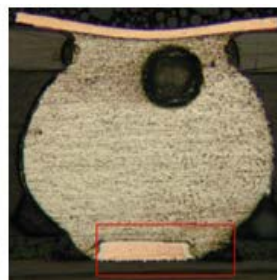


图 11.15 C 类空洞 (3)

### ④ 盲埋孔空洞

在板级系统组装再流焊接中, 发生在盲埋孔的上方, 且与盲埋孔直接相连通的空洞, 定义

为盲埋孔空洞，如图 11.16~图 11.30 所示。这里将其中的图 11.16~图 11.21 所描述的形态，标识为 D 类空洞；而将图 11.22~图 11.30 所显示的形态，标识为 E 类空洞。

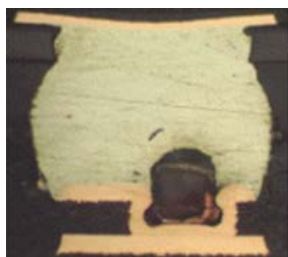


图 11.16 D 类空洞 (1)

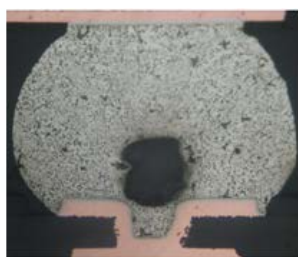


图 11.17 D 类空洞 (2)

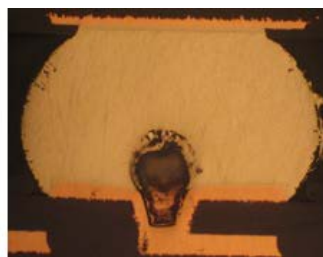


图 11.18 D 类空洞 (3)



图 11.19 D 类空洞 (4)

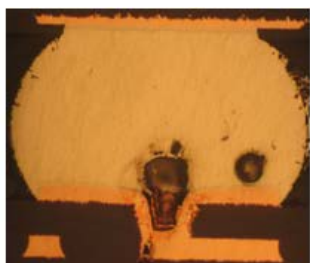


图 11.20 D 类空洞 (5)

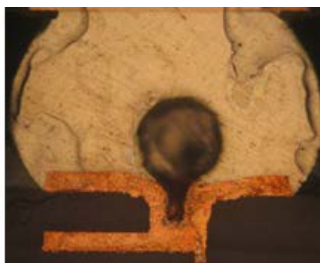


图 11.21 D 类空洞 (6)

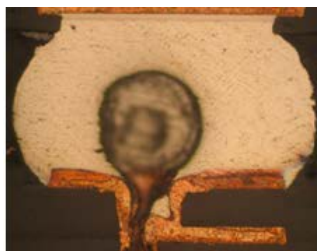


图 11.22 E 类空洞 (1)

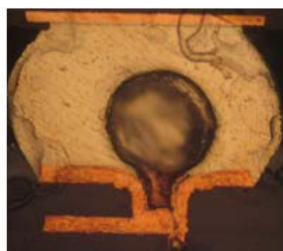


图 11.23 E 类空洞 (2)

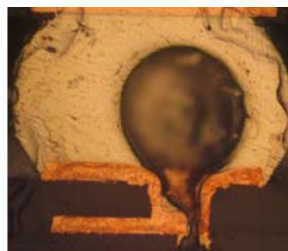


图 11.24 E 类空洞 (3)

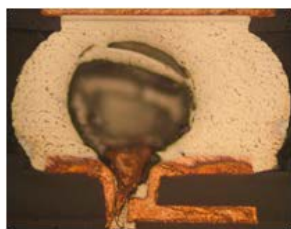


图 11.25 E 类空洞 (4)

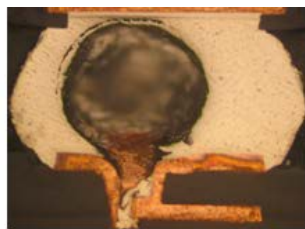


图 11.26 E 类空洞 (5)



图 11.27 E 类空洞 (6)

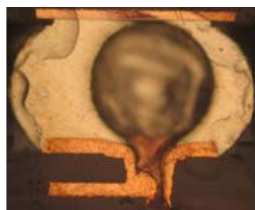


图 11.28 E 类空洞 (7)

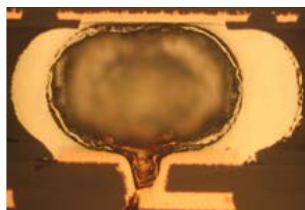


图 11.29 E 类空洞 (8)

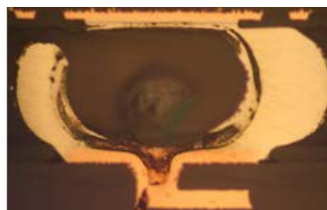


图 11.30 E 类空洞 (9)

## 2. 各类空洞的物理特征

上述 6 种不同类型的空洞现象, 由于形成原因上的差异, 均有着各自不同的特征。根据这些特征, 在产品组装现场, 人们就可以快速地定位其产生的原因, 从而及时采取抑制的对策。

(1) 类型 A: 在完成了板级组装后, 原来固有的芯片侧界面空洞增大了, 或者是在芯片侧界面新增加的空洞。

(2) 类型 B: 在完成了板级组装后, 发生在组装界面(钎料球/PCB)上的空洞。产生此类空洞的原因大致可归纳为下述几方面:

① 助焊剂中的可挥发物, 没有足够的时间从焊膏中释放出来所致;

② 由 Kirkendall 扩散效应导致的 Kirkendall 空洞;

③ 由不完善的 ENIG Ni/Au 涂覆层导致的点状及局部黑盘现象所致。

(3) 类型 C: 在完成了板级组装后, 钎料球内的空洞。这类空洞通常是在再流焊接过程中, 由于熔融钎料在固化过程中截留了助焊剂的挥发物而形成的。通常这类空洞若未受到外部因素的影响, 其尺寸都较小。由于空洞内的气体受垂直方向的压迫力较大, 因此其形状大多都呈横向椭圆形。

(4) 类型 D、E: 在完成了板级组装后, 形成的与盲孔相连通的空洞。形成此类空洞的主要原因是:

① 在印刷焊膏和贴装 PBGA 过程中, 焊膏底部的盲孔内截留了气体。在再流焊接过程中, 截留的气体和焊膏中的可挥发物逸散通道不畅, 导致 D 类空洞的形成。

② 盲孔壁存在微裂纹, 在再流焊接温度作用下, 积蓄在基板材料内的可挥发物(如湿气)通过盲孔壁的微裂纹大量向钎料球内排放, 与焊膏中的可挥发物形成的气体汇合而形成 E 类空洞。此类空洞尺寸最大, 危害也最大。因此, 从焊点可靠性角度来看, 此类空洞是备受关注的。

D 和 E 类空洞外部形状大多呈上圆下尖的泪滴形。

### 11.2.2 空洞的影响因素

PBGA 及 CSP 焊点上的空洞, 也是再流焊接中经常遇到的缺陷。无铅焊接是引起空洞的新的潜在源。特别是在使用无铅焊膏焊接 Sn-37Pb 钎料球时, 在钎料球已呈液态而焊膏中的钎料合金还尚未再流时, 助焊剂释放出来的气体直接进入熔化的钎料球中, 从而可能产生大量的空洞。空洞的形成是众多因素综合作用的结果, 大致可归纳如下。

#### 1. 可挥发物挥发气体的积聚

空洞是由于基板、焊膏中可挥发物挥发出来的气体, 不能从熔融的钎料中排出来所造成的结果。可挥发物源的存在是产生 PBGA 和 CSP 焊点在再流焊接中形成空洞的首要原因。因此, 消除空洞的最有效的措施, 就是要尽力消除或抑制可挥发物源的存在或削弱可挥发物的量。

#### 2. PBGA、CSP 钎料球合金成分和表面粗糙度的影响

PBGA 及 CSP 钎料球、焊盘及焊膏中的钎料合金粉末等的氧化也会加剧空洞的产生。新购进的器件中钎料球的合金成分和表面粗糙度, 也会使钎料球在再流过程中产生空洞。因此, PBGA、CSP 的供应商, 应根据 J-STD-002 规定的表面组装模拟试验(试验 S), 对器件进行 X 射线检测, 查找可能导致可焊性问题的异常现象。粗糙的钎料球表面, 能吸附更多的湿气和更大的氧化表面面积, 这对抑制空洞的产生均是不利的。

Henkel 电子集团公司的 Gavin Jackson 博士和 Brian Toleno 博士的研究指出: SAC 材料会比 Sn-37Pb 材料能产生更多的空泡。所以要对对 SAC 焊膏配方进行优化, 在这种情况下, 助焊剂材料在减少空洞方面的作用至关重要。怎样改变助焊剂配方才会影响无铅焊点内的空洞? 有人对此做了专题研究。除了改变助焊剂的成分、溶液的浓度、溶液的沸点和活性剂的浓度等外, 还要考虑与再流焊接工艺的匹配, 才能充分理解变化对空洞带来的影响。

有许多不同的因素可能会引起无铅空洞的形成。要一一确定这些因素可能会比较复杂。可以对助焊剂组分的挥发性进行严格控制, 同时与优化的再流焊接温度曲线结合起来, 这对减少无铅焊点中的空洞有益的。

### 3. 再流时的升温速率对空洞的影响

有人做过一项 DOE 试验, 在确定再流温度曲线、温升速率对空洞产生的数量和大小的影响时, 使用的升温速率为  $0.5^{\circ}\text{C/s}$ 、 $0.8^{\circ}\text{C/s}$  和  $1.5^{\circ}\text{C/s}$ , 试验结果表明较高的升温速率能显著地减少所产生空洞的大小。而升温速率对产生的空洞数量没有影响, 也就是说, 有同样多的空洞产生, 但它们平均尺寸都很小。空洞尺寸减小, 就有可能使其能够符合规范的要求。

### 4. 微孔结构参数对空洞的影响

Harjinder Ladhar 等人以有铅焊膏为例, 针对微孔结构参数对空洞现象的影响, 进行了系统的试验研究。其结论对无铅再流焊也是有导向意义的, 因此, 特将其摘述如下。

#### (1) 微盲孔结构对空洞形成的影响

为了检测微盲孔结构对空洞现象的影响, 研究试验中设计了三种微孔结构, 即传统的未填充的微盲孔、倒置的微盲孔、填充铜的微盲孔, 如图 11.31~图 11.33 所示。

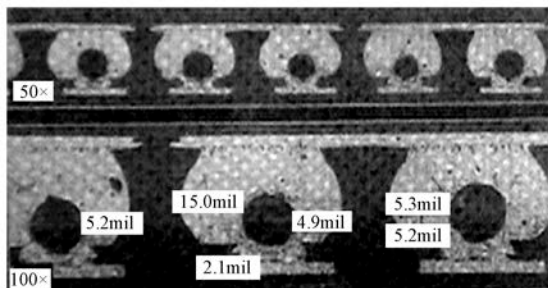


图 11.31 传统的微盲孔结构

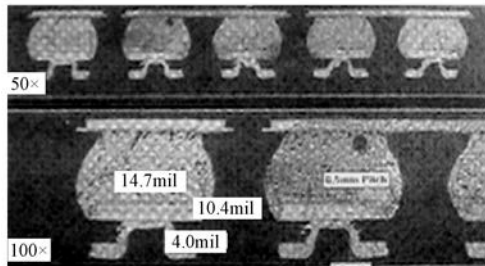


图 11.32 倒置的微盲孔结构

在降低空洞方面, 填充铜的微盲孔和倒置的微盲孔展示了最佳的效果。这些设计可获得平整光滑的焊接表面, 有利于消除空洞。

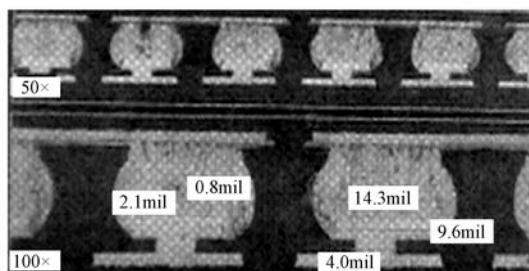


图 11.33 填充铜的微盲孔结构

### (2) 微盲孔尺寸对空洞形成的影响

微盲孔尺寸对空洞尺寸有很大的影响，微盲孔尺寸越小，空洞尺寸也越小。对于 6mil 的微盲孔，可看到较大的空洞，还可观察到钎料球尺寸对空洞尺寸的影响较小，如图 11.34、图 11.35 所示。

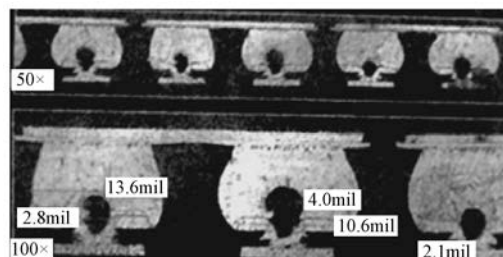


图 11.34 直径为 4mil 微盲孔

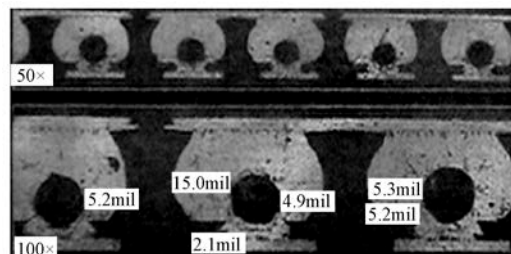


图 11.35 直径为 6mil 微盲孔

### (3) 微盲孔形状对空洞的影响

研究试验选用了两种微盲孔形状，即浴盆形状和瓶颈形状，如图 11.36、图 11.37 所示。比较两图，可见瓶颈形比浴盆形产生的空洞要小。

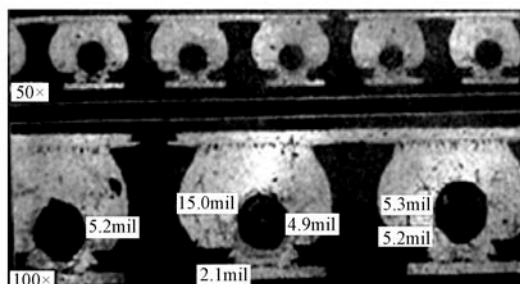


图 11.36 浴盆形微盲孔



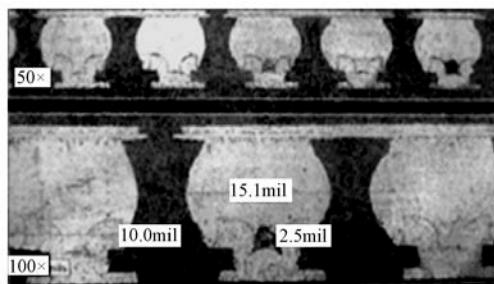


图 11.37 瓶颈形微盲孔

#### (4) 微盲孔位置设计对空洞的影响

研究试验中针对 CSP 设计了 5 种开孔位置, 即微盲孔对中焊盘、微盲孔在焊盘边缘、微盲孔在焊盘内的某局域、微盲孔在焊盘外、龙骨形微盲孔, 如图 11.38~图 11.42 所示。

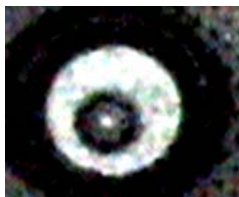


图 11.38 微盲孔对中焊盘



图 11.39 微盲孔在焊盘边缘

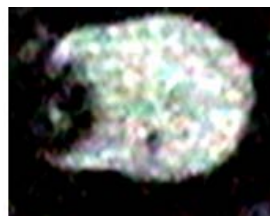


图 11.40 微盲孔在焊盘内的某局域

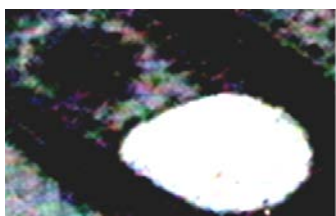


图 11.41 微盲孔在焊盘外

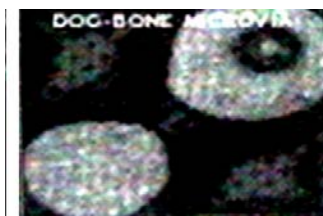


图 11.42 龙骨形微盲孔

对中心的设计和不对中心的设计都会产生大量的空洞, 而局部定位于焊盘内的微盲孔产生的空洞就较少, 如图 11.43 所示。

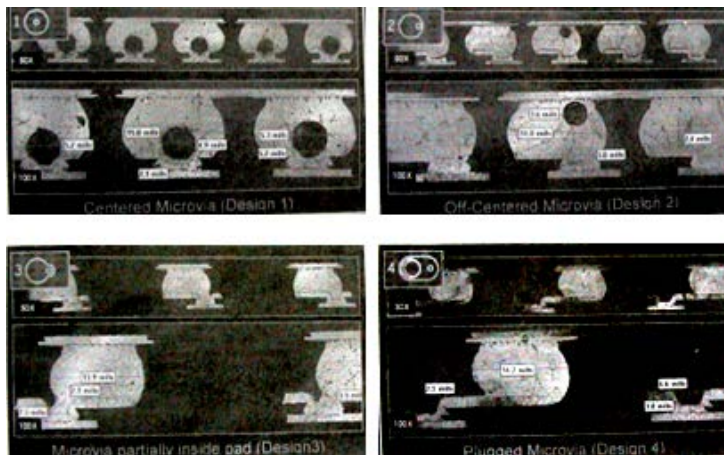


图 11.43 微盲孔位置设计对空洞的影响

### (5) PCB 表面涂层 (OSP, Im-Ag, ENIG Ni/Au) 对空洞的影响

与 Im-Ag 和 OSP 等涂层比较, 采用 ENIG Ni/Au 涂层的 PCB 会产生更多的空洞, 如图 11.44 所示。而 OSP 和 Im-Ag 两种表面涂层的微盲孔旁也有空洞, 空洞一般都是在微盲孔的周围, 如图 11.45、图 11.46 所示。

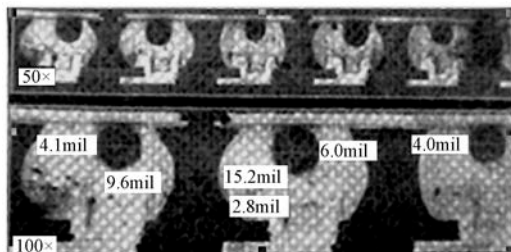


图 11.44 ENIG Ni/Au 涂层

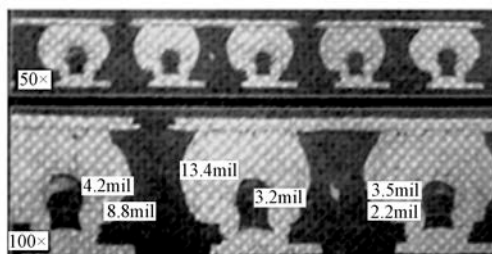


图 11.45 OSP 涂层

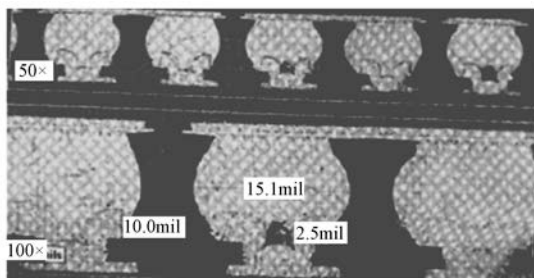


图 11.46 Im-Ag 涂层

## 5. 材料和组装工艺参数的影响

Harjinder Ladhar 等人还针对材料和组装工艺对空洞现象的影响进行试验研究, 获得的成果如下所述。

### (1) 焊膏合金成分

与常规 Sn-37Pb 焊膏比较, 合金 Sn-36Pb-2Ag 的焊膏可明显降低空洞的尺寸, 如图 11.47、图 11.48 所示。因 Sn-36Pb-2Ag 合金熔点稍低 (179℃), 这样就可使焊膏在钎料球坍塌前, 预先释放一些截留的气体再进行再流。

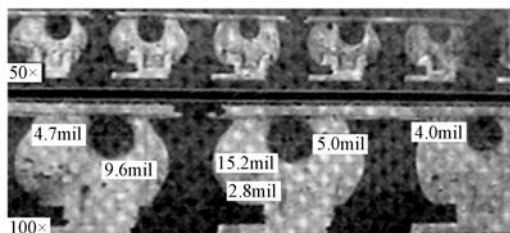


图 11.47 Sn-37Pb 焊膏

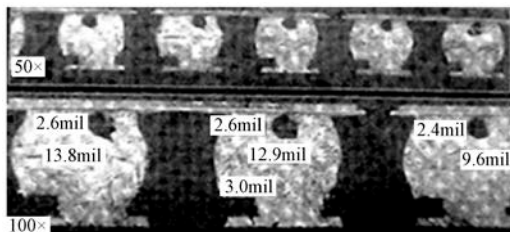


图 11.48 Sn-36Pb-2Ag 焊膏

## (2) 再流焊接曲线

冷浸渍曲线（130~150℃之前的时间范围为 45~90s）和热浸渍曲线（150~180℃之间的时间范围为 60~120s）相比，热浸渍曲线可明显降低空洞的形成，如图 11.49 所示。

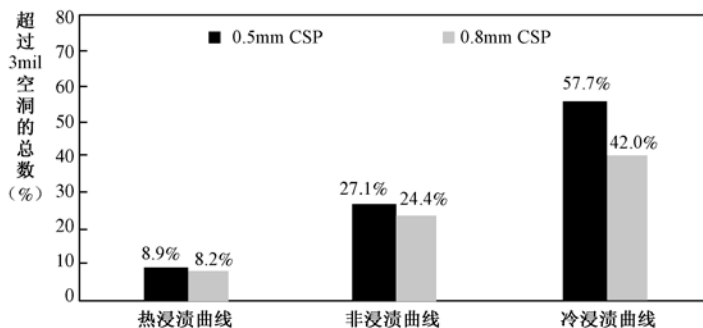


图 11.49 不同浸渍曲线的空洞数据

对再流曲线影响最大的参数是浸渍区，即在 150℃ 以上（如 150~180℃ 之间）的温度下，延长浸渍时间（60~120s），可观察到使用特定焊膏的空洞会大大降低。这是因为焊膏中的助焊剂在再流之前就有时间熔蚀和逃逸。图 11.50~图 11.52 所示是用 X 射线检测这三种曲线的结果。

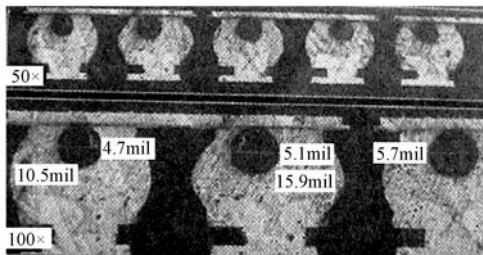


图 11.50 冷浸渍再流焊接曲线



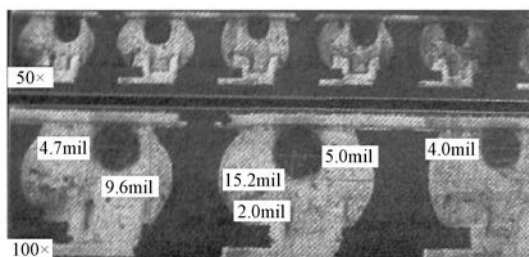


图 11.51 无浸渍再流焊接曲线 (RTP)

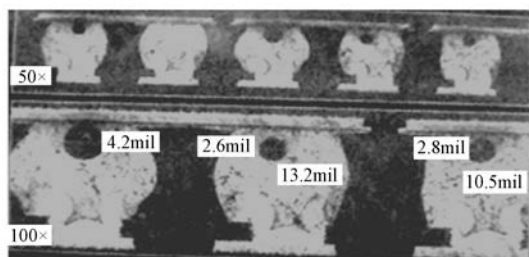


图 11.52 热浸渍再流焊接

### (3) 峰值温度和再流焊接曲线的影响

对非浸渍曲线, 当峰值温度范围为 205~225℃, 液相以上时间为 30~90s 时, 用 X 射线检测结果如图 11.53 所示。这说明较短的再流时间和较低的峰值温度对减少空洞是有帮助的。

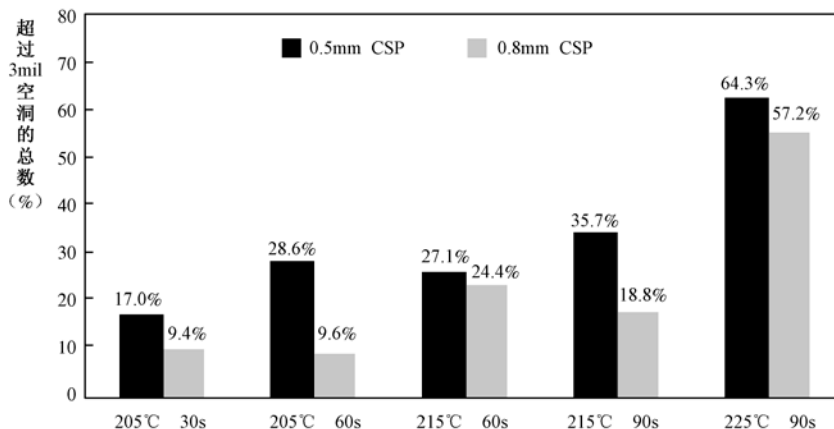


图 11.53 不同的再流焊接曲线的空洞数据

### (4) 一次再流焊接和两次再流焊接对空洞的影响

一些组件需经历两次再流焊接, 以 0.5mm 和 0.8mm 间距芯片为例, PCB 采用 ENIG 涂覆工艺, 在第一次再流焊接后 (第一次再流焊接时器件面朝上), 空洞大部分都发生在器件侧界面附近, 如图 11.54 所示; 而在第二次再流焊接后 (第二次再流焊接时器件面朝下), 焊球的空洞位置发生了变化, 大部分都上移到了焊球钎料体的中间, 如图 11.55 所示。它说明了两次再流焊接对空洞的最终位置定位有影响。

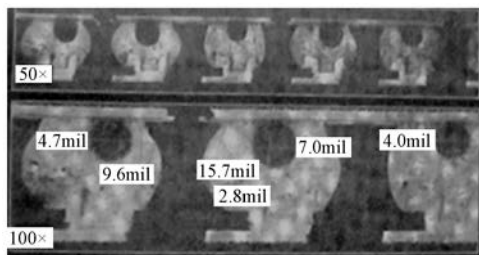


图 11.54 一次再流焊接（元器件朝上）

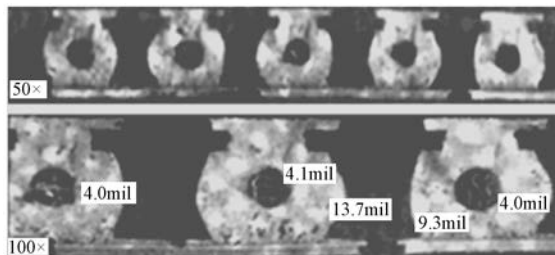


图 11.55 两次再流焊接（元器件面朝下）

## 6. 焊盘中的导通孔对空洞的影响

PBGA 焊盘中的导通孔，是导致焊点中产生空洞的原因。因此，对 PBGA 焊盘中的导通孔必须用塞孔油墨堵住，如图 11.56、图 11.57 所示。

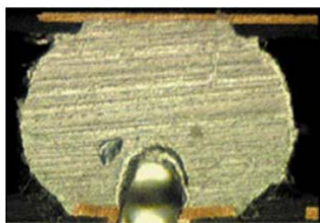


图 11.56 0.75mm 钎料球及焊盘中的导通孔

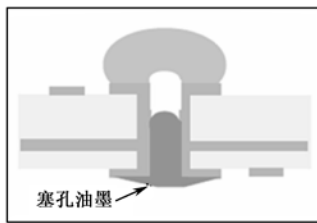


图 11.57 焊盘中的导通孔设计结构图

## 11.2.3 空洞的形成机理

### 1. 挥发物的存在是产生空洞的必备条件

目前业界都认为，产生空洞的主要原因是在最初印刷焊膏和贴装 PBGA、CSP 的过程中，焊膏底部截留了气体。在再流焊接过程中，截留的气体和焊膏中的挥发物均需要逸出，这样就如图 11.58 中所示，在钎料球中心部位就出现了微盲孔类的空洞。

其实上述结论并不完整，因为它忽略了占有最大份额的可挥发物是来自 PCB 基材内部挥发出来的湿气。笔者的实践证实，在无其他干扰因素时，大尺寸空洞的形成，几乎都是在无铅再流焊的高温下，从基材内部挥发出来的潮气所造成的。图 11.22～图 11.30 所示案例就足以证实这一点。单靠焊盘表面及焊膏中的挥发物是成不了大气候的，而且它们在再流过程很容易逃逸。

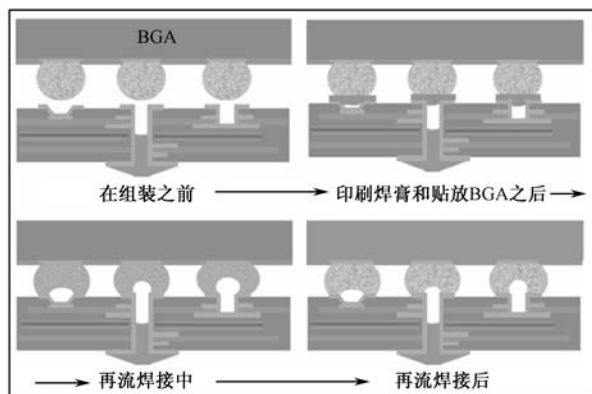


图 11.58 焊盘中微盲孔类空洞的形成

可挥发物的来源包括以下几部分。

#### (1) 水汽

不电离的水分子并不是电中性的质点，因为在水分子中间，阳离子 ( $H^+$ ) 及阴离子 ( $O^-$ ) 并不是处在同一直线上，而是成  $110^\circ$  的角度，如图 11.59 所示。从电的关系来看，这样的分子本身就是偶极子。

由于水属于一种强极性物质，因此许多金属及其氧化物、高分子基团等，对其均有极好的亲和性，极易形成水合作用而被水分子所包围。例如，PCB 基板制造和储存过程中均是吸收湿气的过程，尤其是对 HDI 积层多层 PCB 最为明显，如图 11.60~图 11.65 所示。

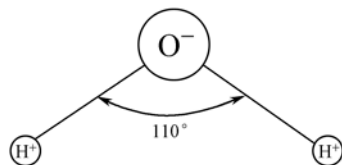
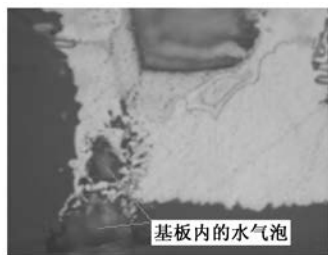
图 11.59  $H_2O$  分子结构

图 11.60 基板内水气泡 (a)

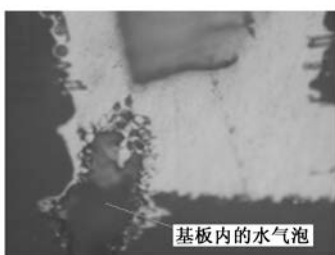


图 11.61 基板内水气泡 (b)

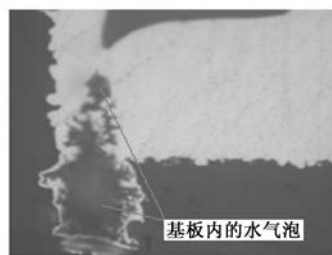


图 11.62 基板内水气泡 (c)

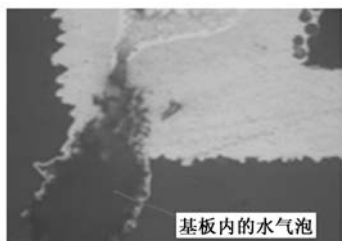


图 11.63 基板内水气泡 (d)

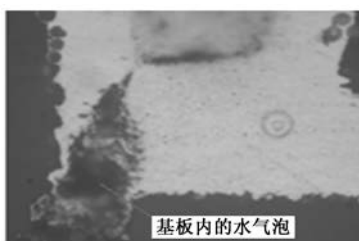


图 11.64 基板内水气泡 (e)



图 11.65 基板内水气泡 (f)

归纳 PPBGA、CSP 在再流焊接过程中水汽的来源，基本如下。

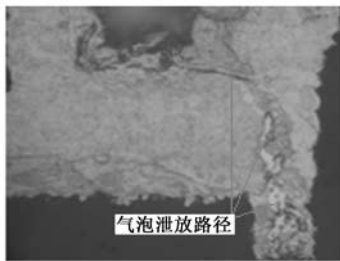


图 11.66 再流焊接时基板内水  
气泄放踪迹图

### ① 基板内蒸发出来的湿气

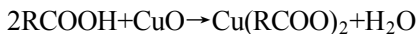
PCB 中的水汽主要存在于树脂分子中和 PCB 内部的宏观物理缺陷（空隙、微裂纹）处。随着焊接温度的升高，水的饱和蒸汽压也同时升高。例如，224℃时，水蒸气的饱和蒸汽压为 2500kPa；而在 250℃时，水蒸气的饱和蒸汽压升为 4000kPa。这导致自由体积中的水及与极性基团形成氢键的水，能够获得足够的能量在树脂内做扩散运动。水向外扩散，并在空隙或微裂纹处聚集，使得空隙处水的摩尔体积分数增加。当材料的强度低于水汽产生的压力时，微盲孔内部的物理缺陷（微裂缝等）在膨胀压的作用下将蔓延和扩展，

最终气体沿着微盲孔外泄，如图 11.66 所示，形成如图 11.22～图 11.30 所示的大空洞。

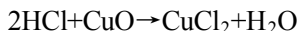
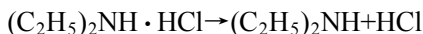
### ② 焊膏中活性物质除氧反应生成的水

助焊剂在焊接中去氧机理的化学反应通式如下。

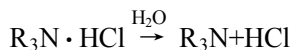
- 松香对 CuO 的去氧作用的化学反应式：



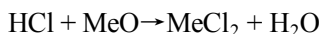
- 有机酸对 CuO 的去氧作用的化学反应式（以二乙胺盐酸盐为例）：



- 在焊膏中为了改善可焊性，要求使用活性较强的活性剂，而活性强的活性剂一般都易吸收湿气。例如，使用胺基盐酸盐活性剂时，它吸收空气中的水分便发生下述分解反应，活性剂分解成有机物和酸两部分：



分离出来的酸和焊膏中的钎料粉末发生如下反应，生成金属盐和水。



（Me: Sn、Pb）

显然，不论使用何种活性剂，在除氧的化学反应中均要产生水。

### ③ PCB 和焊膏在工序传递过程中表面吸附的水

PCB 基材和焊膏对水都有很强的亲和力。由于水合作用，它们在空气中曝露时，均会被偶极的水分子所包裹。因此，它们都极易吸湿。

#### （2）焊膏助焊剂中溶剂挥发

在焊膏助焊剂中，溶剂的含有率约占(40～60)wt%。不同的溶剂其沸点是不同的。例如，二甲基或己烷类的沸点为 214℃，而乙烯类则为 230.6℃，它们在再流焊接过程中均要被挥发。

## 2. 空洞的形成机理

### （1）组装界面空洞（A、B 类）

图 11.4～图 11.12 所示的紧贴在 PCB 焊盘上的一些弥散性的小空洞，其形成机理如下：

- 由 Kirkendall 扩散效应所形成，图 11.7 所示。
- 由于 ENIG Ni/Au 涂层的 Au 层上的针孔，造成与针孔底部的 Ni 层局域氧化。再流焊接时，被 Au 覆盖的 Ni 当 Au 被溶入钎料中后，其原覆盖的面被钎料润湿而形成 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 等合金层。而被氧化的 Ni 部分则不能被钎料所润湿，因而在焊盘与钎料球之间的界面上出现了漫散性的若干小空洞，如图 11.8～图 11.10 所示。

### (2) 钎料球内空洞 (C、D 类空洞)

当焊盘上不存在微盲孔时,可挥发物的来源就只有来源于焊盘、焊膏表面吸湿和助焊剂溶剂挥发物及去氧化学反应生成的水汽。照理说这来源有限的挥发物,经历了预热(浸渍)区和再流区后绝大部分都应逃逸了,即使有部分未来得及逃逸被截留在钎料体内,通常这种空洞也应是很小的。只有出现下述两种情况时才会出现大空洞,甚至特大空洞。

#### ① 设计的 DFM 性能不良

笔者在进行空洞试验研究时,用 X 射线检测某国际著名公司的产品,发现 CSP 钎料球中大面积出现大空洞,如图 11.67 所示。

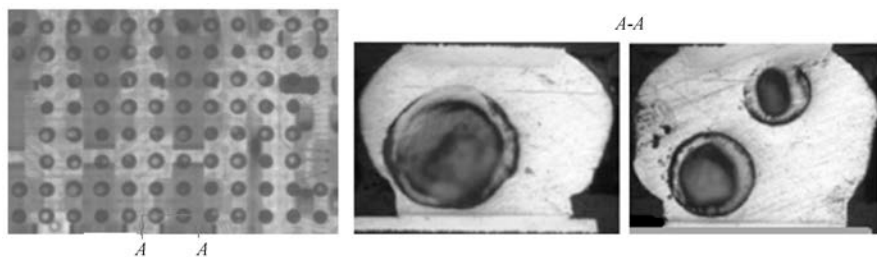


图 11.67 CSP/X-射线检测和金相切片的空洞图像

进一步解剖,发现该样品所用的 CSP 等,全部装入封闭的金属屏蔽罩内,没有为再流焊接预留足够的挥发气体的逃逸通道。再流焊接升温时,闭合在屏蔽罩内的气体受热膨胀,气体压力增大 ( $P_0$ ),使得钎料球空洞内的气体压力 ( $P_1$ ) 与球外气体之间的压力差 ( $P_1 - P_0$ ) 减小。当  $P_1 < P_0 + F$  (液态钎料内的凝聚力) 时,气体便被全体滞留在钎料球内而形成了大尺寸的空洞,如图 11.68 所示。

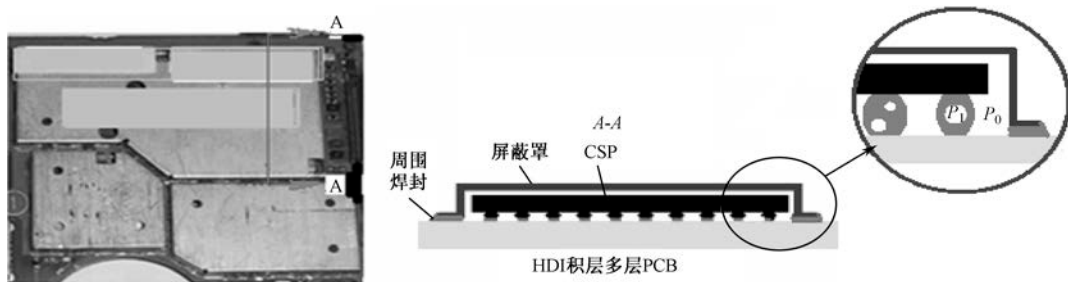


图 11.68 钎料球内大空洞形成机理

#### ② 气候环境变化的影响

在高密度组装中,有时会发生一些奇怪的现象。例如,在对含密间距 CSP 的批量生产产品中,在生产所用的场地、工艺装备、元器件及工艺参数等均未发生任何变化的情况下,某一时间段会突发性地大量出现空洞,采取各种对策均无效果。然而过一些时间(短则 1~2 天,长则 4~5 天)又自动消失了。一年中这种情况总要遭遇 2~3 次,均发生在密间距 ( $\leq 0.5\text{mm}$ ) 的 CSP 芯片中,而且发生的时间段几乎都是在 4~8 月间。后来通过对此现象和环境气候变化的长期统计分析,发现它们之间有很大的关联。而且还发现它们之间对温度的变化和湿度的缓慢变化不敏感,而只对气压和湿度的变化速率敏感。为什么环境气候的剧变会影响到空洞呢?下面用图 11.69 所示的模型进行解释。

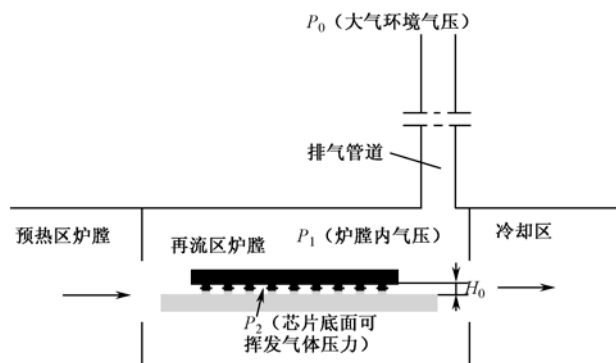


图 11.69 外部天气变化对空洞的影响机理

以气压为例，假定大气环境气压为  $P_0$ ，再流炉膛内的气压为  $P_1$ ，炉膛内对外部大气保持适度的正压关系，有利于积聚在炉膛内的挥发性气体的排放。当 CSP 离板高度  $H_0$  很小时（如  $<0.3\text{mm}$ ），处于窄缝内的 CSP 芯片底面的挥发性气体压力  $P_2$  可能较大，这也有利于在再流焊接过程中，积聚在芯片底面的挥发性气体顺畅地向炉膛内排放。三个气压  $P_0$ 、 $P_1$ 、 $P_2$  达到某一稳定的数值关系时，就能确保生产顺利进行。然而，一旦大气气候环境骤变导致  $P_0$  增大，就破坏了原有的稳定状态，使得挥发性气体排放不畅甚至堵塞，便滞留在钎料球内形成空洞。当天气转好时，原有的稳定状态得以恢复，排气通畅了，空洞便自动消失。

### （3）盲埋孔空洞（E 类空洞）

过长时间地曝露于高温下，PCB 就会受到破坏。标准层压板的  $T_g$  为  $130^\circ\text{C}$  左右，而高温层压板的  $T_g$  可以达到  $170^\circ\text{C}$ 。高于  $T_g$  的温度会产生两种破坏作用：若是塑料材料的话，那么 PCB 就会软化失去刚性，此时材料的膨胀速率明显上升，其后果是通过开裂的孔壁损坏镀覆的盲埋孔。积存在基材内部的湿气便沿着被撕裂的微裂缝泄放到盲埋孔和钎料球内，形成盲埋孔类空洞。当挥发出来的湿气太多时，便会在钎料球的最薄弱处胀裂，如图 11.70 所示。此类空洞的尺寸通常都是很大的。

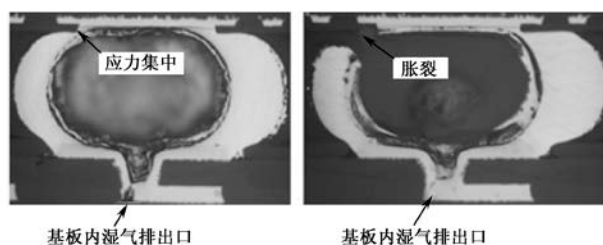


图 11.70 盲埋孔空洞（E 类空洞）的形成机理

## 11.2.4 空洞的检测和控制

请参阅 IPC-7095A PBGA 设计和装配过程的实施（2004 年 IPC 升级版）。

## 11.2.5 空洞是问题吗

### 1. 关于焊点内空洞的争论

关于达到什么程度的空洞为过多，目前还没有形成共识。空洞的支持者争辩说并不是有空

洞不好,而是与其位置有关。例如,如果空洞是在钎料球和 PCB 焊盘之间的界面上,那么就是基本上没有润湿,这是不合格的。PBGA 中的大多数空洞都是在 PCB 上面的钎料球中或盲埋孔上方。电子制造行业的普遍做法是:在 X 光照片中看到的空洞大小超过 J-STD-001D (美国国家标准和国防部标准)规定的 25%面积时,便予以拒收。

## 2. 空洞是否是问题

IPC 钎料产品价值委员会 (SPVC) 最新的研究试验,证实了其他组织提出的观点是正确的,即一定数量的空洞不会对焊点的可靠性产生不利的影响。尽管这个行业标准 (IPC-J-STD-001D) 坚持 PBGA 的空洞面积不能超过 25%,但是这种使用 X 射线的参数测量方法,本身就存在一定的主观性。无论结果是对是错,这个空洞技术规范已经应用到无铅组装中了。但是,这个 25% 的要求可能不适合无铅焊接。其理由如下。

(1) IPC SPVC 比较了 6000 次温度循环后的失效情况,并比较金相检查的结果,同时运用若干不同的统计方法来比较温度失效数据和空洞位置、尺寸。研究得出的结论是:空洞不会对焊点的完整性产生任何影响。

(2) IPC SPVC 在无铅测试板上,对间距为 0.5mm 的 84 个输入/输出 CPS 封装,由温度循环引起的蠕变疲劳导致的焊点失效,得出威布尔斜率 ( $\beta$ ) 和特征寿命 ( $\eta$ ) 值,并绘制出 CSP84 封装失效分布的威布尔分布图,如图 11.71。

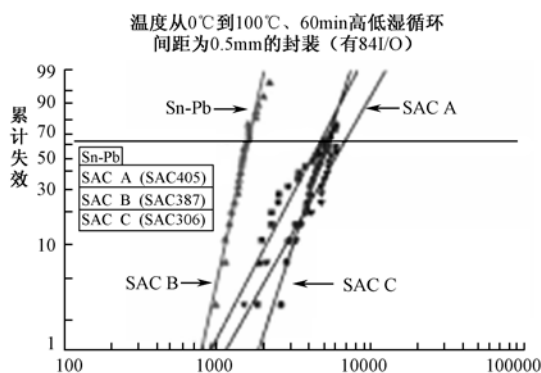


图 11.71 CSP84 封装的威布尔分布图

威布尔分布说明 SAC 合金焊点的特征寿命比锡铅焊点更长 (SAC 合金为 4713 到 6810 次温度循环,而锡铅合金则只有 1595 次温度循环)。

(3) 在进行了 6000 次温度循环后用 X 射线对每个 CSP84 封装进行检查,试图把空洞和出现失效的温度循环次数关联起来。图 11.72 所示是威布尔值和特征寿命值。这些统计结果取自 24 个 CSP84 封装,是 IPC SPVC 可靠性测试的一部分,60 个 CSP84 封装是测试板可靠性测试的一部分。

IPC SPVC 比较了 SAC 连接中的空洞和出现失效的温度循环次数。用八种独立的统计分析方法 (盒状图、单向 ANOM、主要效果图、矩阵图等) 来比较空洞超出连接面积的 25% 时,对应出现失效时的循环次数,也比较了空洞总数对应出现失效的温度循环次数。空洞分布与出现失效循环次数的比较结果,表明空洞不会对焊点的可靠性产生影响。

(4) IPC SPVC 对焊点中空洞的数量和大小,与温度循环数据中连接失效进行了比较,结论是:没有证据证明这类 SAC 合金焊点中的空洞会对焊点的可靠性产生影响。

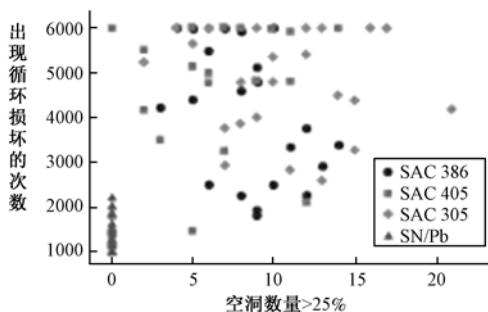


图 11.72 超过 25%的空洞数量与对应出现失效的温度循环次数的面积分布图

## 11.3 无铅焊接中 PBGA、CSP 焊点的球窝现象

### 11.3.1 球窝现象的表现

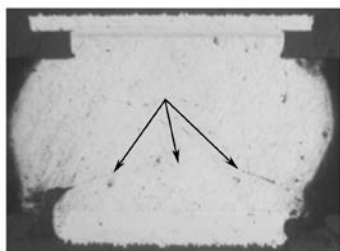


图 11.73 球窝缺陷的剖视图

在 PBGA 芯片上经常会随机地出现球窝缺陷，图 11.73 所示是一个典型的球窝缺陷。从图中可以看到钎料球好像是整个钎料连接在一起，但实际上它只是放在没有形成相互融混的凹坑里或凸堆上。

### 11.3.2 球窝的分类和形位特征

#### 1. 分类

根据球窝缺陷的案例归纳，目前在生产现场发生的球窝现象，若以焊膏中钎料粉末再流后的形状特征来区分，可分为以下两类。

##### (1) 凹形球窝

凹形球窝缺陷的典型金相切片结构如图 11.74 所示。此类球窝现象在生产实践中发生频度不高。

##### (2) 凸形球窝

凸形球窝缺陷的典型金相切片结构如图 11.75 所示。此类球窝现象在生产中常有发生，是本章重点分析的内容。



图 11.74 凹形球窝切片结构



图 11.75 凸形球窝切片结构

#### 2. 形位特征

以凸形球窝为例，根据生产现场所发生的案例归纳，其形位特征可粗略地分成下述几类。



### (1) 拉长的球窝焊点

拉长的球窝焊点典型的形位特征，如图 11.76 所示。

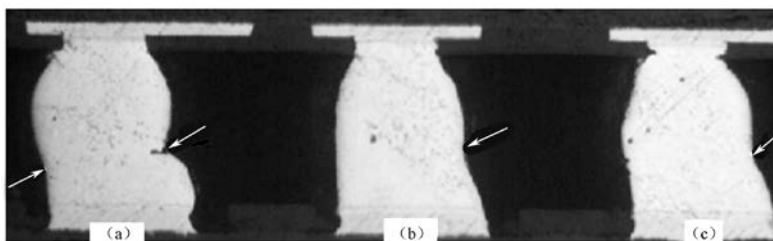


图 11.76 拉长的球窝焊点

这是一种隐形的凸形球窝焊点，若不从其外形轮廓切片（如图 11.76 所示）分析，是很难判断的。从特征上看，该类球窝是焊点钎料处在熔融状态时受到了拉伸力所致。只要不出现如图 11.76 (a) 所示的明显的裂缝，则该项焊点是可以接受的，如图 11.76 (b)、(c) 所示。

### (2) 偏位的球窝焊点

偏位的球窝焊点的形位特征，如图 11.77 所示。从其金相切片的形位特征看，它是一种既有偏位又有拉伸的隐形球窝现象。图 11.77 (a) 所示为一种已经显露的球窝现象，而图 11.77 (b) 和图 11.77 (c) 所示则还未显露。

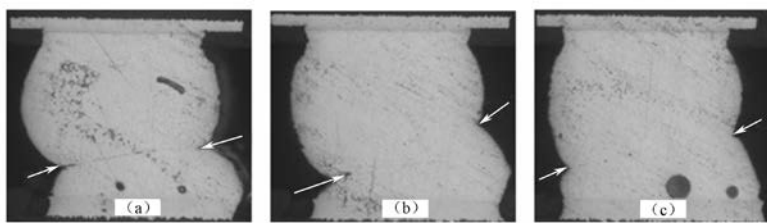


图 11.77 偏位球窝焊点

### (3) 多余物填充引发的球窝现象

对有些球窝焊点的金相切片分析后发现凡是形态怪异的球窝焊点，其周围都被大量的多余物（如助焊剂残余物）所包围。从切片的镜像中可以隐隐地观察到，如图 11.78 (a)～图 11.78 (h) 的白箭头所示处。就是这些多余的填充物挤压了处于液态的钎料球钎料，破坏了本应拥有的最小表面积（球面），使得凝固后的焊点形态怪异。

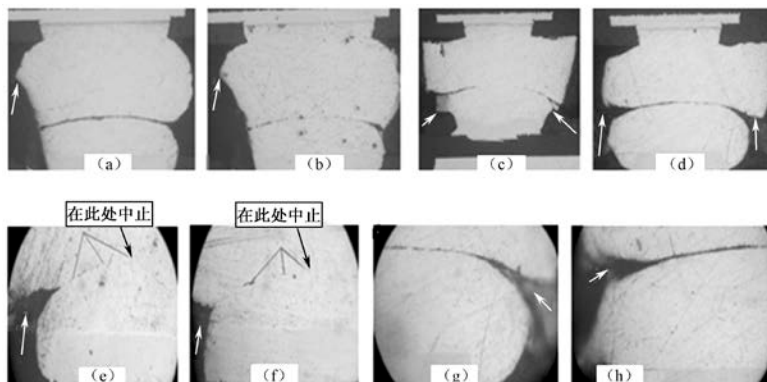


图 11.78 多余物填充引发的球窝现象

#### (4) 焊球钎料和焊膏钎料界面的薄氧化层形成的球窝现象

此类球窝焊点，基本上具有最小外表面积的凝固形态，对位正确，坍塌高度也较合适，焊点周围也看不到有多余物包围。然而在焊球钎料和焊膏钎料之间可观察到有一层膜将它们分离了，如图 11.79、图 11.80 所示。

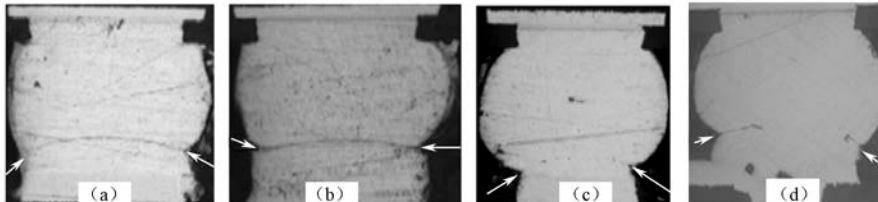


图 11.79 界面氧化形成球窝 (1)

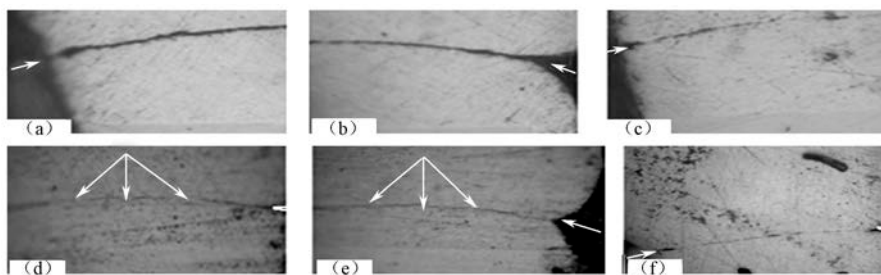


图 11.80 界面氧化形成球窝 (2)

### 11.3.3 在再流焊接过程中与球窝相关事件的研究

球窝现象的出现，是再流焊接过程中一系列物理、化学过程综合影响的结果。只有先回顾一下在 PBGA 再流焊接过程中发生这些事件的规律，才可能找到解开球窝现象发生的本质，进而寻求有效的对付措施和策略。

#### 1. PBGA 再流焊接的物理过程

由 PBGA 再流焊接过程的实时录像可观察到，焊球放置在焊膏上后，再流焊接升温过程中首先是焊膏中钎料粉末再流并凝聚在一起，达到润湿温度后便在焊盘表面发生润湿作用。大约过 15s 后焊球钎料才开始熔化，发生第一次坍塌；约 20s 后钎料球达到再流焊接的峰值温度，并发生第二次坍塌。熔化的钎料球和早先熔化的焊膏钎料开始熔混在一起，并在焊盘表面完成一系列冶金反应，生成合金层，达到连接的目的，如图 11.81、图 11.82 所示。

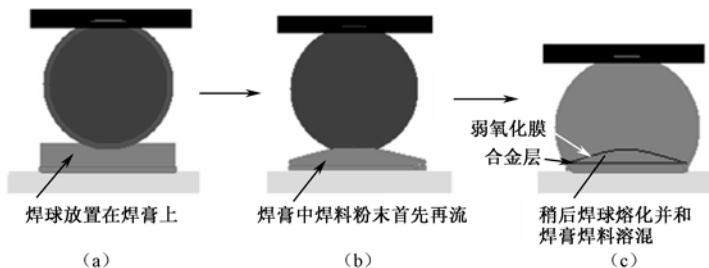


图 11.81 PBGA 再流焊接的物理过程

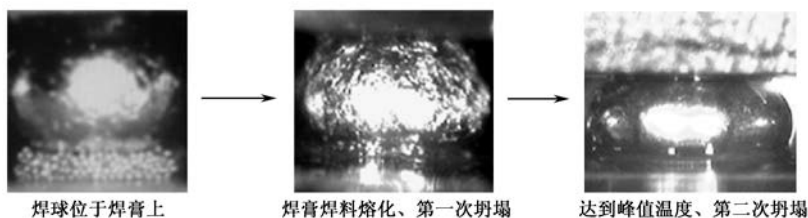


图 11.82 P BGA 再流焊接过程的实时录像

## 2. 再流焊接中温度对焊点质量的影响

温度对再流焊接过程中焊点质量的影响程度，在图 11.83 的注释中已做扼要的说明。

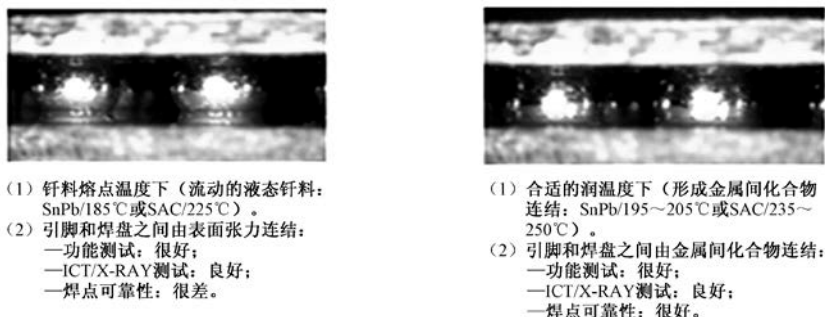


图 11.83 再流焊接中温度对焊点质量的影响

## 3. 温度均匀性对再流焊接效果的影响

德国 Ersa 焊接研究所对 PBGA 芯片在热风再流焊接中封装体上的受热情况，采用红外热成像方法摄得的封装体上温度场的分布，如图 11.84 所示。

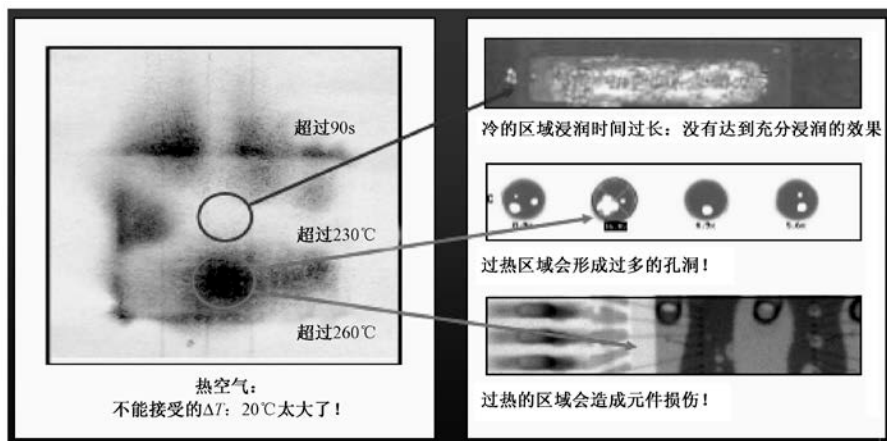


图 11.84 P BGA 在热风再流焊接热成像图

由于温度分布的极度不均匀性，即使是在同一芯片封装体上，不同区域的焊点也会发生冷焊和过热现象。

## 4. 焊点内微结构的质量模型

微结构反映了材料的微观特性，微结构决定了焊点的失效模式。日本学者菅沼克昭从可靠

性角度出发,给出了焊点内微结构的质量模型,请参阅第2章图2.25所示。

图2.25中在钎料表面形成的弱氧化膜,主要是指 $\text{SnO}$ 、 $\text{SnO}_2$ 。由于 $\text{Sn}$ 的氧化自由能非常低。例如,在 $200^\circ\text{C}$ 时生成 $\text{SnO}$ 的自由能为 $-113(\text{kcal/mol}\cdot\text{O}_2)$ ,而生成 $\text{SnO}_2$ 的自由能为 $-115(\text{kcal/mol}\cdot\text{O}_2)$ 。可见 $\text{Sn}$ 对氧的亲合力非常强,故极易被氧化,而且一旦氧化了要除去它也是很困难的。 $\text{RMA}$ 级助焊剂去除不了它,就是某些 $\text{RA}$ 助焊剂也无可奈何。由于 $\text{SnO}$ 膜非常薄,在金相分析中有时很难看到它的踪迹。

### 5. 助焊剂在再流焊接中的行为

助焊剂在 $\text{PBGA}$ 再流焊接过程中的行为,可以这样来描述:在再流焊接之前,助焊剂作为焊膏中的关键成分之一,赋予了焊膏各种特有的性能。目前所使用的弱活性焊膏,其中的助焊剂基本上都属于 $\text{RAM}$ 级的松香型助焊剂。按美国 $\text{MIL}$ 标准,即将约 $40\text{wt}\%$ 的水白松香溶解于非卤素的溶剂中,再加入适量的活性剂使其具有 $130$ 以上的酸值。被添加的活性剂可以是乳酸、柠檬酸、硬脂酸等有机酸,也可以使用碱性有机化合物。

助焊剂在再流焊接的浸渍区完全液化(如松香在 $127^\circ\text{C}$ 熔融,其活性可持续到约 $315^\circ\text{C}$ ),激活后能清除焊盘铜箔表面的氧化物,同时还覆盖在钎料表面,防止钎料( $\text{Sn}$ )氧化。进入冷却区后其残余物回缩和凝固,堆积在焊盘周围的焊脚处,如图11.85所示。

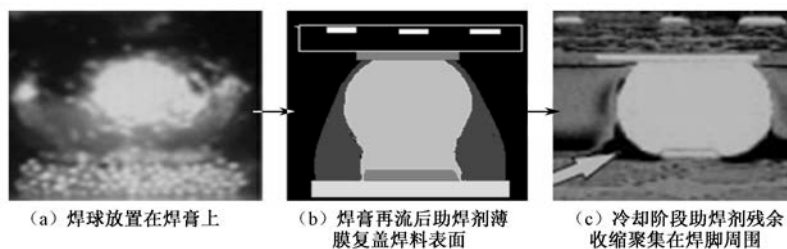


图 11.85 助焊剂在再流焊接中的行为

### 6. 芯片翘曲规律及其影响

当 $\text{PBGA}$ 封装暴露于焊接所要求的温度下时,很有可能出现翘曲。在再流焊接过程中,封装的边缘有向上抬起或向下弯曲的可能,如图11.86、图11.87所示。

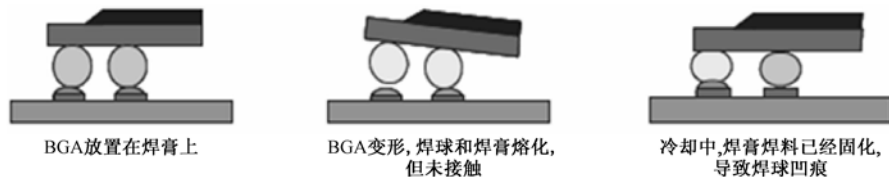


图 11.86 PPB GA 上翘



图 11.87 P BGA 下翘

翘曲是一种三维现象，图 11.88、图 11.89 所示的 PBGA1 脚处与邻近焊盘出现大量桥连（焊盘图像左边区域）。由于芯片和焊盘区域在再流焊接前后都是很平整的，所以引起桥连的原因让人感到非常迷惑。但在模拟再流焊接温度（225℃）条件下对二者进行观察，就可以看见焊盘和 PBGA 都出现了翘曲，最大垂直偏移从 0.431mm 上升到 0.457mm。在多数焊接区域，焊球实际受到一个拉力，但在 1 脚附近的焊球却受到挤压直到与旁边的其他焊点连到一起。

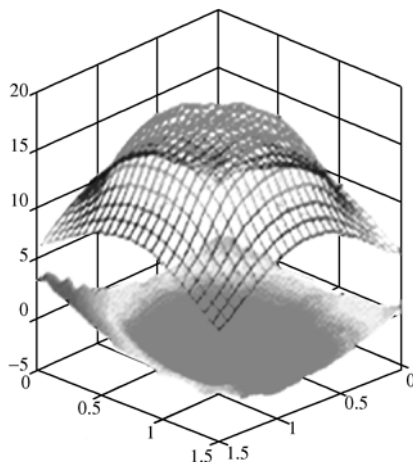


图 11.88 测量平面上部分为 PBGA 高度曲线，下部分为 PCB 焊盘曲线

较大的封装出现翘曲的可能性要比较小的封装更大。封装翘曲是由基板结构、模压材料和硅芯片内部之间的 CTE 不匹配造成的。当芯片较大或当 PBGA 装有散热器时，这个问题更为突出。

玻璃态转变温度（ $T_g$ ）是材料的一种特性，在这个温度下增强物和树脂系统偏离当前的线热膨胀系数，并获得一个新特性。通常，当树脂体系超出其硫化聚合物状态时，就会出现这种现象。

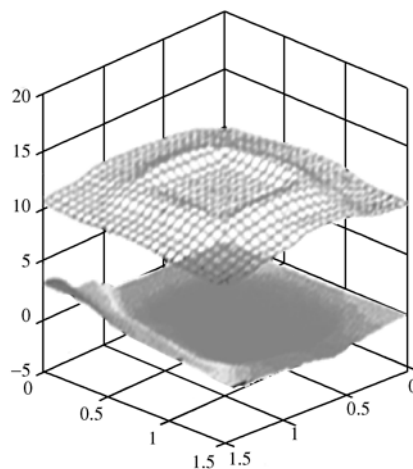


图 11.89 在冷却时测量平面度在 183℃焊料固化时，二者相对共面，但脚 1 处的焊球桥连缺陷在再流焊峰值温度时即以产生

### 11.3.4 球窝发生的机理

具备上述知识后,就可以对球窝缺陷的发生机理进行分析。按照焊点内微结构的质量模型,在焊点钎料的表面及内部均可能存在极薄的氧化膜( $\text{SnO}$ 、 $\text{SnO}_2$ ),内部极薄的氧化膜的存在理由如下。

#### 1. 熔化和凝固温度不同步

假定钎料球和焊膏钎料有完全相同的合金成分,如均为 SAC305。在再流焊接过程中,焊膏中钎料温度首先上升到液化线  $220^\circ\text{C}$ ,开始润湿焊盘 Cu 面并形成凸曲面。由于钎料粉末的再流,凸曲面的高度比再流前焊膏的高度降低了,助焊剂被挤出钎料并聚集在焊脚圆角处。凸曲面表面可能因为缺乏足够的助焊剂保护而形成了极薄的  $\text{SnO}$  膜。而此时还处于固态的钎料球,是继续与焊盘上的钎料相接触还是脱离接触,就取决于下述条件:

- (1) 芯片和 PCB 是否有翘曲变形;
- (2) 焊膏印刷量;
- (3) 焊膏的抗热坍塌能力。

如果因为上述原因之一,导致钎料球是悬空在凸曲面的上方。那么,在冷却过程中,焊盘钎料先冷却,凸曲面形状被固化下来。与此同时,封装体的翘曲状态逐渐恢复正常,而尚呈液态的钎料球,便被盖在焊盘钎料的凸曲面上,完全凝固后便被形成了凸形球窝,如图 11.90 及图 11.91 所示。

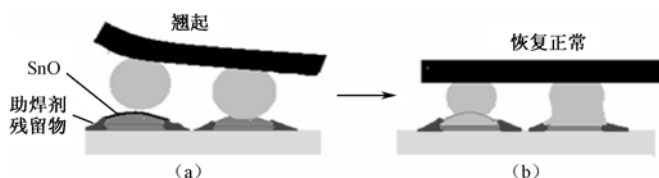


图 11.90 凸形球窝的形成

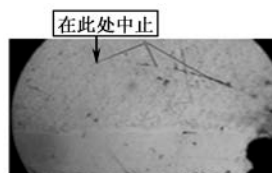


图 11.91 凸形球窝切片

#### 2. 钎料球和焊膏钎料粉末合金成分不同

例如,钎料球成分为 SAC105(液化线温度为  $227^\circ\text{C}$ ),而焊膏钎料粉末成分为 SAC305(液化线温度为  $220^\circ\text{C}$ ),液化线温度差了  $7^\circ\text{C}$ 。此时,熔化和凝固温度不同步现象将更加明显,再加上封装体在热风再流过程中出现的温度差  $\Delta T$ ,使位于冷区的钎料球本身就达不到熔点而不能熔化。因此,即使不发生由芯片翘曲所引发的问题,也会因为钎料球直接曝露在高温气流中,加速了  $\text{SnO}$  薄膜的生成。当其他区域的钎料球熔化后产生坍塌时,它便跟随下落,未熔化的钎料球只能是坐在熔化的焊盘钎料上面,这便形成了凹形球窝。此时,金相切片可以观察到在焊盘铜箔和焊盘钎料之间,冶金反应很充分,IMC 形成得很好,甚至从焊点的外形敷形来看,也找不到冷焊的痕迹。

#### 3. 凝固应力诱发的球窝现象

此类球窝现象发生的案例最多,如图 11.78 所列出的 8 个切片案例都属此类球窝现象。它随机性非常大,几乎没有规律,形成原因有些捉摸不定。不经过实际案例解剖,很难认清它发生的本质。解释这一现象发生的机理,可以以一个案例的金相切片作为物理模型来讨论,如图 11.92 所示。

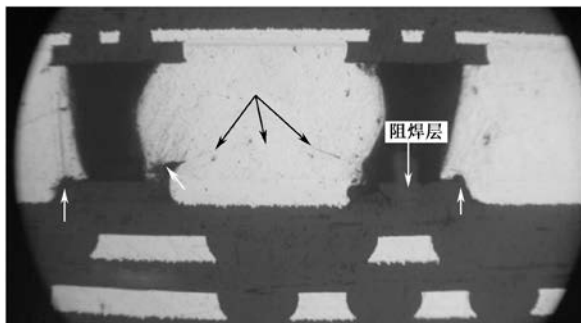


图 11.92 残余物填充形成的球窝焊点机理

在图 11.92 中可以看到，标白箭头处都为助焊剂残留物所填充。冷却时，首先凝固的是附在焊盘面上的钎料，随后发展到钎料球那部分钎料。此时，积聚在焊脚周围的助焊剂残留物，对钎料球的钎料起了顶托作用，使其凝固过程中不能遵循表面能最小的规则。凝固中体积要收缩，使得上、下两部分钎料的界面上受到应力作用。此时，假如芯片封装体在再流过程中再有任何微小的翘曲变形，都将加剧界面间的应力作用，使得界面的范德华力不足以抵消外部应力作用，而发生沿界面局部分离甚至整体分离的现象。

#### 4. 界面污染形成的球窝现象

Inter 公司称有机物污染是形成球窝的因素之一。但是未给出有机污染的来源。在批量生产实践中球窝焊点的发生，不论是位置分布还是时间分布都有很大的随机性，不解决符合上述分布特征的污染源问题，就很难找到抑制的对策。

这种污染源不可能是外部的，因为现代的 PBGA 都是高密度封装，间距很小，外部污染不可能是呈孤立点状的。那么污染源究竟是如何形成的呢？

我们知道在再流焊接过程中，当焊膏中钎料粉末再流时，还伴随着助焊剂溶剂的挥发和某些有机物的分解。挥发物的排放受局部空间环境和气压的影响，一旦环境气压波动，或者封装体出现翘曲变形，挥发物的排放就不会顺畅，如图 11.93 所示。

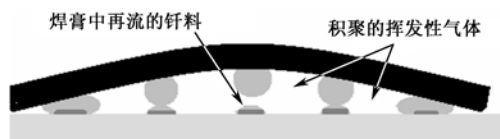


图 11.93 排气不畅、造成有机物污染

这些主要由 C、O 元素构成的挥发物，对熔融状态的高 Sn 基合金表面都有很好的亲和力，冷却后便覆盖在钎料的表面上。由于凝固时总是下部先凝固，所以最终还是形成凸形球窝。

有机污染物的厚度比 SnO 要厚得多，因此形成的球窝界面通常是清晰可见的，严重时就会出现如图 11.79、图 11.80 所示现象。这类球窝焊点的外形轮廓都比较标准，与正常焊点的外形轮廓几乎无区别。

#### 5. 拉长和偏位伴生的球窝现象

由于上述分析的一些原因，在上、下两部分钎料的界面上存在的 SnO 膜厚度非常薄，受到的范德华力很大，因此对正常使用不存在影响，即使进行金相切片，也只能从边缘形状上

觅得一点踪迹。然而，在熔融状态下范德华力便会明显削弱，此时若再受到拉伸力时，球窝现象就会显露出来。轻者会在界面的终端和焊点表面的交汇处，留下一个不润湿的凹坑，如图 11.76 (b)、图 11.76 (c) 及图 11.77 (b)、图 11.77 (c) 所示。严重时会出现如图 11.76 (a) 和图 11.77 (a) 所示的状态。因此，拉伸的焊点存在可靠性问题，这也是一个影响因素。

### 11.3.5 球窝的危害

在检查或功能测试过程中，不是每次都会发现这种缺陷。因为这种缺陷经常是在整个钎料和钎料球之间形成局部连接，所以电路最后往往能够通过功能测试、光学检查和 ICT 测试。因为没有形成真正的金相连接，所以焊点不牢固，即使在焊接后进行的所有测试都合格，也还可能存在失效的概率。在焊接工艺之后，存在球窝缺陷的电路板经常会在后续的组装工艺、运输过程中因为热胀冷缩而失效，或者在现场经受长时间的电流负荷而失效。

### 11.3.6 球窝的抑制措施

(1) 选择一个温度较高、时间较长的均温区，使之能够迅速达到钎料液相线状态的再流温度曲线，这对减少球窝缺陷是有利的。

(2) 采用抗热坍塌能力强，去除  $\text{CuO}$  ( $\text{Cu}_2\text{O}$ )、 $\text{SnO}$  ( $\text{SnO}_2$ ) 性能均好的焊膏，如日本ハリマ公司的失活焊膏，抑制效果较明显。

(3) 改善热风再流的均热能力，最好能采用“热风+IR”的复合加热方式，能有效改善封装体上温度的均匀性。

(4) 加强对再流炉排气系统的监控，确保排气管道顺畅有效。



## 第12章 电子产品无铅制程的可靠性问题与失效分析

### 12.1 电子产品无铅制程的可靠性评估

#### 12.1.1 电子产品无铅制程可靠性概述

电子装联无铅制程的转换不是长期可靠性的简单确认，也不是温度漂移至 260℃的简单确认。这种转换是对制造可行性和测试的确认。如果一种工艺不能生产出符合质量要求的产品且保持可控，那么这种工艺就是不可行的。理解电子产品无铅化制程是怎样影响到产品性能和工艺控制的，这才是其执行的核心内容。从富铅材料切换到无铅材料时，失效模式和效果分析(FMEA)是有差异的。从机械角度看，典型的无铅材料要比含铅高的材料硬。硬度对插座设计、电气接触（阻抗和接触电阻）及整个焊点均有影响。不仅无铅合金具有较硬的特点，就连表面氧化物、助焊剂残留物、合金污染物等残留覆盖物组合，也能在电气接触和接触电阻上产生多种影响。因此，电子产品从富铅向无铅制程的转换，在电气或机械方面都不是一个普通的替换。

当比较无铅和富铅钎料时，由于尺寸的变化，在倒装芯片的钎料球和 $\mu$ BGA封装间会产生持久性的变化。因为铅是比较软的容易变形，所以无铅制程的焊点的硬度比有铅的高，强度好些，变形也小些。但这一切并不等于无铅制程焊点的可靠性好，因为无铅钎料的润湿性差，空洞、移位、立碑等焊接缺陷比较多。由于熔点高，如果助焊剂的活化温度不能配合高熔点和较高温度、较长时间的助焊剂浸润区，就会使焊接面在高温下重新氧化而不能发生浸润和扩散，不能形成良好的界面合金层，其结果是导致焊点界面结合强度（抗拉强度）差而降低可靠性。

#### 12.1.2 电子产品无铅制程对环境的适应性

大多数民用、通信等领域，由于使用环境没有太大的应力，无铅焊点的机械强度甚至比有铅的还要高。但是在使用应力高的领域，如军事应用或高、低温、低气压等恶劣环境下，由于无铅蠕变大，所以无铅比有铅的可靠性差很多。

高温对元件有不利影响，陶瓷电阻和特殊的电容对温度曲线的斜率（即温度的变化速率）非常敏感。由于陶瓷体与PCB的热膨系数(CTE)相差较大，在制程中焊点冷却时容易造成元件体和焊点裂纹。而元件开裂现象是随CTE的差异、温度、元件的尺寸的增大而增加的，0201、0402、0603小元件一般很少开裂，而1206以上的大元件，发生开裂失效的机会就较多。

铝电解电容对温度极其敏感。连接器和其他塑料封装器件（如QFP、PBGA）在高温时失效明显增加。解决措施是尽量降低再流焊接的峰值温度，对潮湿敏感器件进行去湿烘烤处理。

无铅制程的可靠性主要取决于无铅焊点的可靠性。

### 12.2 无铅焊点的可靠性问题

#### 12.2.1 影响无铅焊点可靠性的因素

无铅焊接可靠性是一个非常复杂的问题，它取决于以下多种因素。

### (1) 钎料合金

再流焊中“主流的”无铅钎料合金是 SAC，而波峰焊接则可能是 SAC 或 Sn-Cu (x)。SAC 合金和 Sn-Cu (x) 合金拥有不同的可靠性性能。

### (2) 工艺条件

对于大型复杂的 PCB，焊接温度可高达 260℃，这可能会给 PCB 和元器件的可靠性带来负面影响。

### (3) PCB 层压材料

某些 PCB（特别是大型复杂的厚 PCB）根据层压材料的属性，可能会因为无铅焊接温度较高而导致分层、层压破裂、Cu 裂缝、CAF（传导阳极丝须）失效等故障率上升。PCB 表面涂层也会有影响。例如，钎料与 Ni 层（ENIG 涂层）之间的接合要比钎料与 Cu 层（如 OSP 和浸银）之间的接合更容易断裂，在机械撞击下（如跌落测试中）尤为明显。

### (4) 元器件

某些元器件，如塑料封装的元器件、电解电容器等，受较高的焊接温度的影响程度要超过其他因素。其次，锡须是使用寿命长的高端产品中精细间距元器件更加需要关注的另一个问题。此外，SAC 合金也会给元器件带来更大的应力，使低介电系数的元器件更容易失效。

无铅元器件焊端表面镀层的种类很多。有镀纯 Sn 和 Sn-Ag-Cu 的，也有镀 Sn-Cu、Sn-Bi 等合金的。镀 Sn 的成本比较低，因此采用镀 Sn 工艺比较多。但 Sn 表面容易氧化形成很薄的氧化层，加上电镀后易产生应力，形成 Sn 须，而 Sn 须在窄间距的 QFP 等器件处容易造成短路，影响可靠性。故对于低端产品以及寿命要求小于 5 年的元器件可以镀纯 Sn。而对于高可靠产品以及寿命要求大于 5 年的元器件，则采取先镀一层厚度约为 1μm 以上的 Ni，然后再度 2~3μm 厚的 Sn。

### (5) 机械负荷条件

焊点上的机械应力来源于对插件板上施加的外力。在外加机械负荷的情况下，尤其是系统机械冲击引起的负荷，钎料的蠕变应力总是比较大的，原因是这种负荷对焊点施加的变形速度比较大。因此，即使是足以承受热循环的金属间化合物结构，也会在剪力或拉力测试期间最终成为最脆弱的连接点。

SAC 合金的高应力变化速率灵敏度，要求更加注意无铅焊接界面在机械撞击下的可靠性（如跌落、弯曲等），在高应力变化速率下，应力过大更易导致焊接互连断裂。

### (6) 热机械负荷条件

热机械负荷是指焊接结构内部不匹配的热膨胀。在足够高的应力下，钎料的蠕变特性有助于限制焊点内的应力。即使是一般的热循环，通常也要求若干焊点能经受得住在每次热循环中引起蠕变的负荷。因此，焊盘上金属间化合物的结构必须经受得住钎料蠕变带来的应力。

#### 脆变现象及机理

在生产现场，从贯穿钎料的裂纹变成焊盘表面或金属间化合物的断裂，就是一种不断脆化的迹象。显示脆性界面破裂而无明显塑性变形的焊接是许多应用中的固有问题。在某些应用中，一些脆变机理即使在 CTE 失配应力条件下也可以令焊点弱化，从而导致焊点过早地失效。事实上，即使在很小的负载下，金属间化合物中持续发展的空洞也会引起故障。

ENIG Ni/Au 镀层的黑盘问题早已广为人知。然而，即使是一直认为“比较安全”的 OSP、Im-Ag、Im-Sn 或被覆钎料的 Cu 焊盘，也并不意味着退化机理全然不存在。事实上 Cu 可通过界面上的 Cu<sub>3</sub>Sn 和 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 薄层迅速扩散，在 Cu/Cu<sub>3</sub>Sn 和/或 Cu<sub>3</sub>Sn/Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 界面上形成 Kirkendall 空洞。这些空洞通常维持很低的密度，而且小得用光学显微镜也看不见，因此常被忽视。最近，

有关 Cu 焊盘上 SAC 焊点在高温老化过程中机械强度快速减弱的多项报告,在微电子封装领域引起了轰动。这一后果似乎是由  $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}$  界面的 Kirkendall 空洞生长而造成的。即使在相当适宜的工作条件下,产品也有可能在几年之内发生故障。至少对承受很高的工作温度和机械冲击或震动的产品来说是值得关注的。

IBM 所做的研究提出了焊接脆弱性与电镀批次的相关性。这些调查结果暗示了杂质的影响。在一些情况中已经证明污染会大大增加 Kirkendall 空洞的形成,因为杂质在金属相间的溶解度较低。不可排除的脆化因素还有亚微观孔隙或空泡,它们在再流过程中不知何故混入铜表面,继而成为空洞的藏匿之所。

此外,IBM 还公布了另一个金属间化合物界面发生脆变的故障现象,该现象似乎与 Kirkendall 空洞无关。在组装以后立即进行的焊球拉力测试显示,在 Cu 焊盘的金属间化合物范围内出现了界面缺陷,而且这一现象总是由于热老化而加剧。它与空洞现象不同的是,长时间的老化不一定令抗拉强度进一步降低。焊接 Cu 的唯一可取的成熟替代选择是 Ni,为防止氧化,通常在 Ni 上镀一层 Au。有些报告指出,在化学镀 Ni(P)膜与 Sn-Pb 钎料之间,长时间的反应也会在 Ni 表面附近形成 Kirkendall 空洞。根据一些报告显示,当元器件上 Sn-Pb 钎料的对侧 Cu 焊盘有现成的 Cu 补充给钎料时,脆化过程会变得更为复杂。三元合金  $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$  层积聚在  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  (在 Ni 表面上形成的)之上,老化在  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4/(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$  界面形成空洞。使用 SAC 钎料焊接 Ni 时应预料会发生类似的问题,因为这种钎料合金中有现成的铜源。

所谓的“黑盘”现象是一个获得广泛认同与脆化有关的独特现象。特别是关系到 ENIG Ni/Au 的“黑盘”现象,主要是指在浸金过程中,由于过度腐蚀而使 Ni(P)表面缺乏可焊性,在接点焊盘上或附近出现明显的脆弱性,降低机械疲劳强度。它涉及许多与发生在 Ni(P)/ $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  界面上或附近的焊点断裂有关的现象。不管怎样,有害的“黑盘”效应也可能关联着另一种脆化机理,根据这种机理,看上去很完美的金属间化合物结构会随着时间的推移而退化。这一脆化机理好像涉及  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  的增加而引起 P 富集,在  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  下面形成  $\text{Ni}_3\text{P}$ ,并在二者之间生成一种三元相。不管是哪一种情况,从 Sn-Pb 钎料过渡到 SAC 钎料,这个问题似乎都会恶化。

电解形成的镍层上通常会电解一层 Au,采用这一工艺的问题是制造公差要求将镀 Au 层的厚度控制在  $0.63\sim 1.3\mu\text{m}$  范围。在再流过程中溶入 Sn-Pb 钎料的 Au,竟会在以后的老化过程中逐渐返回 Ni 表面,并导致该表面的  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  金属间化合物上积聚一层  $(\text{Ni},\text{Au})\text{Sn}_4$ 。如此产生的界面,其机械强度是不稳定的,而且随  $(\text{Ni},\text{Au})\text{Sn}_4$  厚度的增加而继续减小。Qualcomm 最近公布的跌落测试结果显示 Ni/Au 镀层上的 CSP/SAC 焊点会在“时间零点”断裂,此问题曾通过降低再流温度和缩短再流时间得以缓解或消除。

在 ENIG Ni/Au 焊盘上引起金属间化合物结构脆变的“黑盘”效应和老化过程,似乎对 SAC 钎料比 Sn-Pb 钎料更为关键。无铅焊接要避免或减少 Ni/Au 电镀涂层中 Au 厚度增大而导致的脆化过程。然而,用 SAC 合金焊接 Ni 焊盘经常导致  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  层上积聚  $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 。如此形成的一些结构在用 SAC 钎料合金进行装配之后会立即脆断,而且在某些情况下即使采用 Sn-Pb 钎料,  $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$  结构老化也会导致难以克服的空洞和多孔缺陷。

大范围的 Kirkendall 空洞,往往在正常老化过程之后,弱化 Cu 焊盘上的 SAC 焊点。甚至在没有老化的条件下也发现了一种表面上独立的脆化机理,当然这种脆变会继续随着老化而趋于恶化。初步结果显示了脆化与电镀批次的相关性,但是预计材料(如钎料、助焊剂、焊膏、焊盘敷层、电镀工艺参数)和再流焊接工艺参数(如再流曲线和环境、钎料与焊盘氧化和污染、焊盘结构、焊膏量)等因素也很重要。

在热循环条件下,蠕变/疲劳交互作用会通过损伤积聚效应,导致焊点失效(即组织粗化/

弱化, 裂纹出现和扩大)。蠕变应力速率是一个重要因素, 会随着焊点上的热机械载荷幅度的变化而变化。于是, SAC 焊点在“相对温和”的条件下能够比 Sn-Pb 焊点承受更多的热循环, 但在“比较严重”的条件下则比 Sn-Pb 焊点承受更少的热循环。热机械负荷取决于温度范围、元器件尺寸及元器件和基底之间的 CTE 不匹配程度。例如, 有报告显示, 在通过热循环测试的同一块 PCB 上, 带有 Cu 引线框的器件在 SAC 焊点中经受的热循环数量要高于 Sn-Pb 焊点, 而采用 42 合金引线框的器件(其与 PCB 的 CTE 不匹配程度更大)在 SAC 合金焊点中, 比 Sn-Pb 焊点将提前发生故障, 如图 12.1 所示。



图 12.1 典型的 42 合金(锡铅镀层)失效形式

在同一块 PCB 上, 0402 陶瓷片状元件的焊点, 在 SAC 中通过的热循环数量要超过 Sn-Pb, 而对 2512 元件则相反。再举一个例子, 许多报告称: 在 0~100℃热循环时, FR-4 上 1206 陶瓷电阻器的焊点在无铅焊接中发生故障的时间要晚于 Sn-Pb; 而在温度极限为-40℃和 150℃时, 这一趋势则恰好相反。

### 12.2.2 无铅焊点工艺可靠性设计

与传统的含 Pb 工艺相同, 从工艺角度看影响无铅焊点可靠性的因素, 也大致可以分为三方面。

#### 1. 设计

PCB 设计应注意合理性, 避免如焊盘设计不合理、发热量大的元件密集分布, 或者相邻高大元件在再流焊时产生“高楼效应”, 形成热风冲击等缺陷。

#### 2. 材料

##### (1) 元器件质量问题

由于各部件均来自于不同厂商, 因而部件质量难免参差不齐。此处需注意的一点是含 Bi 无铅钎料与 Sn-Pb 涂层的元器件接触时, 再流焊接后会生成 Sn-Pb-Bi 共晶合金, 熔点只有 99.6℃, 极易导致开裂的发生。因此对含 Bi 无铅钎料的使用, 需注意器件涂层是否为 Sn-Pb 涂层。

##### (2) PCB 焊盘涂层

表面处理的最主要作用就是确保金属基底(通常是 Cu)的可焊性。由于以前的热风整平(HASL)焊盘涂层工艺存在的缺点, 可替代的表面涂层包括有机可焊性保护膜(OSP)、Ni/Au、Ni/Pd/Au、Im-Sn 和 Im-Ag 等。其中 Ni/Au 涂层又有 ENIG Ni/Au 和 EG Ni/Au 两种。

无论选择哪种表面处理, 它都必须维持精确的信号完整性, 并确保在任何情况下信号完整性都不会下降。选择正确的镀层还需要考虑的问题包括电磁兼容(EMI)以及接触电阻和焊点的强度。最后使用的表面处理要有利于控制电磁干扰。它还不能因为时间长而降低性能, 否则在表面处理层/焊盘的连接部位会出现泄漏造成电磁干扰的问题。

一些系统要求表面处理在产品的整个生命期内都要有很低的接触电阻。接触电阻有两种情

况：触摸板，如键盘；电镀过的边缘导轨，它们在电气上与系统的底板接触。

### ① ENIG Ni/Au

由于 ENIG Ni/Au 用的是 Ni 和 5%~12% 的 P 一起镀上去的。因此，一些专家质疑 ENIG Ni/Au，因为当 PCBA 工作频率超过 5GHz 时，它的效果并不好。其原因是镀上去的 Ni 仍然在铜布线的上面，铜的导电性比镍磷复合镀层好，由于趋肤效应的缘故，所以信号的传输变慢。

浸金法由于工艺简单而较受厂商青睐，但此法难以控制 Au 层厚度，常会出现 Au 层厚度不足，导致其下面的 Ni 层氧化，进而影响再流焊接时的焊点性能。

### ② Im-Ag

Im-Ag 的特点是：与 Au 或 Pd 相比其成本相对便宜；有良好的引线键合性；先天具有与 Sn 基合金焊接的可焊性；在 Ag 和 Sn 之间形成的金属间化合物 ( $\text{Ag}_3\text{Sn}$ ) 并没有明显的易碎性。而且，在射频 (RF) 电路中由于趋肤效应，Ag 的高电导率特性正好可以发挥出来。

Im-Ag 涂层也有一些局限性。例如，当与空气中的硫 (S) 接触时，其表面会失去光泽发暗；Ag 还会和空气中的 Cl 反应在表面形成 AgCl 层；最后，几乎与所有的金属和合金一样，银和氧反应在表层形成氧化层 ( $\text{Ag}_2\text{O}$ )。这些反应中，每一种都会影响可焊性。然而，现在 Im-Ag 涂层含有共沉淀抑制剂，可以防止或有效地限制反应层扩散到表层。

在焊接过程中，熔融合金开始在 Ag 涂层表面润湿、扩散，接着 Ag 被溶进熔融的钎料中。在焊接过程中，Ag 涂层不会熔化，因为它有非常高的熔点温度  $962^\circ\text{C}$ 。在 Ag 被完全溶解后，熔融钎料才对 Ag 下面的基材（铜焊盘）润湿和扩散。因此，Cu 焊盘表面同样可焊。

Im-Ag 涂层在 IPC-4553 文件中有两个推荐的厚度范围，即

- 薄度为  $0.07\sim 0.15\mu\text{m}$ ，用于通常目的应用；
- 厚度为  $0.2\sim 0.3\mu\text{m}$ ，也适合通常焊接，但当引线键合时一定要采用厚的涂层。

目前，工业界对 PCB 表面化学银涂层的组装性能进行了大量研究。这些研究确立了大量 Im-Ag 涂层的特性。例如，高温老化试验显示 Ag 层具有 6 个月的保存期要求，可焊性达到 12 个月。对于双面 PCB 或更复杂的 PCBA 组装件，Im-Ag 表面在多次再流焊接后仍具有良好的可焊性。

Sandia 国家实验室的研究试验结论是：与裸 Cu 基板相比，Im-Ag 表面确实改善了 SAC 合金的可焊性。在使用相同助焊剂、焊接温度为  $245^\circ\text{C}$  和  $260^\circ\text{C}$  时，SAC 合金在裸铜上的接触角分别为  $(39\pm 1)^\circ$  和  $(40\pm 1)^\circ$ ；而在相同条件下，SAC 合金在 Im-Ag 涂层上的接触角分别为  $(30\pm 4)^\circ$  和  $(23\pm 2)^\circ$ ，可见 Im-Ag 涂层在较高焊接温度下可焊性具有优势。因此，与裸铜表面相比，Im-Ag 涂层能够提供一种改善 SAC 钎料可焊性的手段。

综合上述预测 SAC 无铅钎料对 Im-Ag 涂层可焊性的影响。在可焊性保存期不超过 12 个月，再流焊工艺中，应优先选用最小的焊接温度为  $245^\circ\text{C}$ 。

## 3. 工艺

(1) SMT 工艺流程问题：包括焊膏储存温度不当，焊盘钎料不足，再流焊温度曲线设置不当等问题。

(2) PCB 表面处理：研究中考察了两种表面处理，ENIG Ni/Au 和 OSP。Ni/Au 是当今移动无线装置中较通用的表面处理；OSP 是其他移动电子产品中最通用的表面处理。

### (3) 液相时间 TAL

① 较短的 TAL 是  $60\sim 90\text{s}$ ，有利于提高再流炉产能，但由于熔化时间短，可能不利于钎料成分达到完全均质。

② 较长的 TAL 是 90~120s, 可提供充足的时间, 使焊球内的钎料成分达到完全均质, 以避免产生元素偏析。

### 12.2.3 无铅焊点的可靠性评估

与传统的含铅工艺相比, 无铅焊接由于钎料的差异和工艺参数的调整, 不可避免地会给焊点可靠性带来一定的影响。首先是无铅钎料的熔点较高, 传统的 Sn-Pb 共晶钎料熔点是 183℃, 而 SAC 钎料的熔点一般都在 217℃ 左右。温度曲线的提升带来的是钎料易氧化、金属间化合物生长迅速等问题。由于无铅钎料不含铅, 润湿性差, 容易导致产品焊点的自校准能力、拉伸强度、剪切强度等不能满足要求。

#### 1. 有铅焊膏焊接无铅/BGA 焊球的可靠性

(1) Motorola 公司和 Soletron 公司分别对下述两种情况进行试验评估。

① Sn-3.8Ag-0.7Cu/BGA 焊球 (熔点为 217℃), 用 Sn-37Pb 焊膏在 220℃ 峰值温度下再流焊接, 此时的 BGA 焊球不会完全熔化。

② Sn-3.5Ag 焊球 (熔点为 221℃), 用 Sn-37Pb 焊膏在 210℃ 峰值温度下再流焊接, 此时 BGA 焊球在再流期间不会熔化。

试验中评估了不同的塑料封装, 结果表明 SAC 或共晶 Sn-3.5Ag/BGA 焊球, 采用 Sn-37Pb 焊膏获得的焊点可靠性, 与 Sn-Pb 焊球/Sn-37Pb 焊膏焊点比起来相差无几。

(2) 日本的 JEITA 项目评估了 CSP 的逆向兼容性。它考察了 SAC305/BGA 焊球 (熔化温度范围为 217~220℃), 及 SAC105/BGA 焊球 (熔化温度范围为 217~224℃)。再流峰值温度为 234℃, 再流期间 183℃ 以上的时间相当长, BGA 焊球能够充分熔化。之后进行的温度循环 (-40℃ 到 125℃, 周期为 60min) 测试结果显示这两种 SAC/BGA 焊球在 OSP 表面用 Sn-Pb 焊膏焊接的焊点比 Sn-Pb 焊球封装的好。但是在 ENIG Ni/Au 表面, SAC/BGA 焊球用 Sn-Pb 焊膏焊接的焊点比 Sn-Pb 焊球封装要差, 这一结论对所有 SAC/焊点都类似。使用 Sn-Pb 焊膏焊接 SAC (或 Sn-Pb)/BGA 焊球的热循环数据的比较, 如图 12.2 所示。

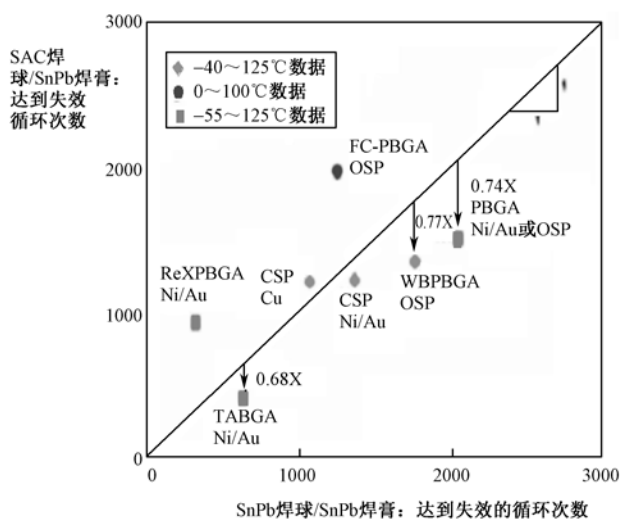


图 12.2 Sn-Pb 焊膏 + SAC (或 Sn-Pb)/BGA 焊球的再流焊可靠性水平

## 2. 由 Sn-Pb 焊球/Sn-Pb 焊膏→SAC 焊球/SAC 焊膏可靠性的变化

由图 12.3 中可以看到,在峰值温度高于 217℃的情况下,从 Sn-Pb 焊球/Sn-Pb 焊膏→SAC 焊球/SAC 焊膏的转化过程中,可靠性的变化较小。

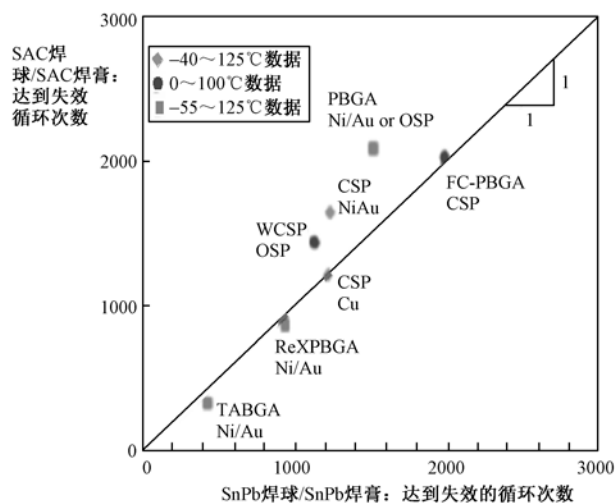


图 12.3 由 Sn-Pb 焊球/Sn-Pb 焊膏→SAC 焊球/SAC 焊膏可靠性的变化

## 3. 无铅合金焊点与有铅合金焊点可靠性比较

### (1) SAC 与 Sn-Pb 焊点可靠性的比较

Sn-Pb 焊膏/焊球与 SAC 焊膏/焊球二种组合组装的焊点,在温度循环作用下,焊点产生开裂的生命周期与循环剪切应变范围的相互关系,如图 12.4 所示。

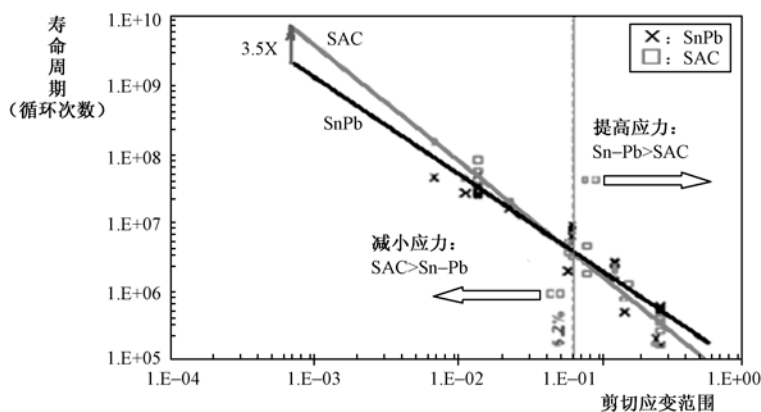


图 12.4 剪切应力范围

### (2) Sn-0.7Cu、SAC 及 Sn-Pb 三者焊点可靠性的比较

用 Sn-0.7Cu 焊膏/焊球、Sn-Pb 焊膏/焊球、SAC 焊膏/焊球三种组合组装的裸芯片焊点的生命周期与循环剪切应变范围的相互关系。如图 12.5 所示。

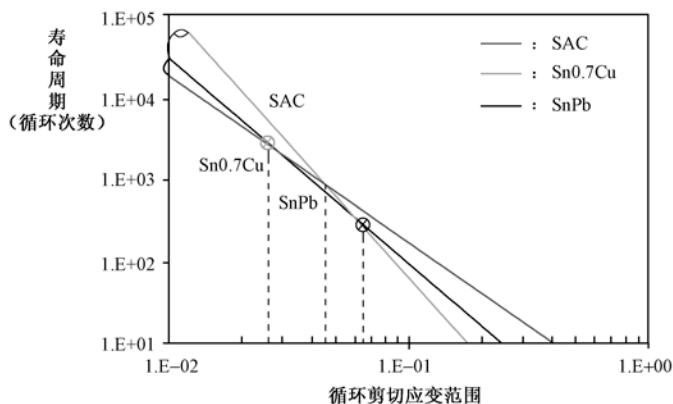


图 12.5 循环剪切应变范围

### 12.2.4 无铅电子产品长期工作的可靠性问题

经过多年的试验，研究人员已经把影响无铅产品长期可靠性的问题归结到以下 5 个方面。

#### 1. 锡须

##### (1) 锡须现象和生成机理

无铅钎料几乎都是高锡合金，纯锡表面很容易受到锡晶体的自然增长而形成锡晶须，而且还有不同的形状，如图 12.6、图 12.7 所示。

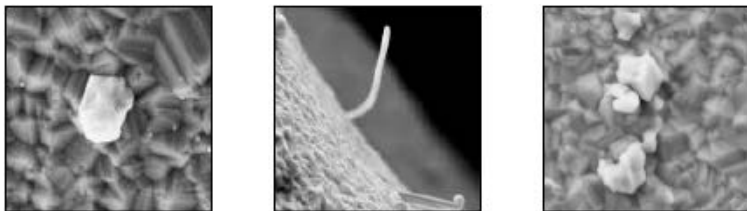


图 12.6 纯锡的单晶体在晶格的缺陷处生长出来

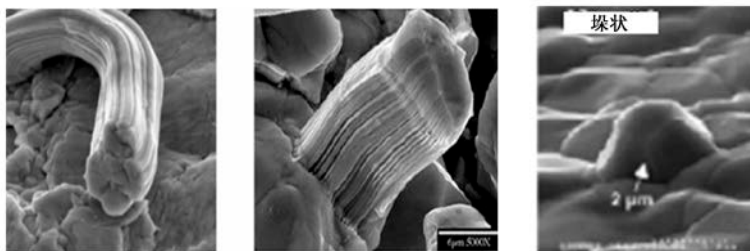


图 12.7 呈条状和垛状的锡须

锡须是直径为  $1\sim 10\mu\text{m}$ 、长度为数  $\mu\text{m}\sim$  数十  $\mu\text{m}$  的针状形单晶体，易发生在 Sn、Zn、Cd、Ag 等低熔点金属表面。锡晶须生长的原动力是在镀锡中药水失衡造成层中产生的压缩应力（如图 12.8），或是铜锡合金相互迁移所形成的内应力（如图 12.9 所示）所致。若内应力未被控制或释放，锡须便很容易在晶界的缺陷处生长，如图 12.10 所示。锡须在室温下较易生长（1.5 个月晶须长度可达  $1.5\mu\text{m}$ ），如图 12.11 所示，从而造成电气上的短路，特别是对精细间距与使



使用寿命长的器件影响较大。在 PCBA 组装中锡须是从元器件和接头的锡镀层上生长出来的，在锡中加入一些杂质可避免锡须的生长。



图 12.8 药水失衡形成锡须

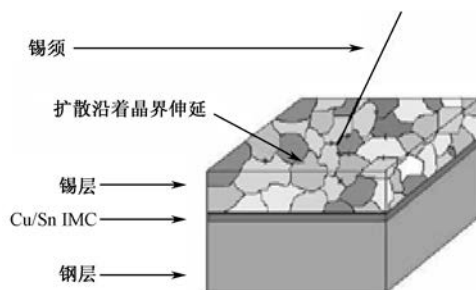


图 12.9 锡须的生长 (1)

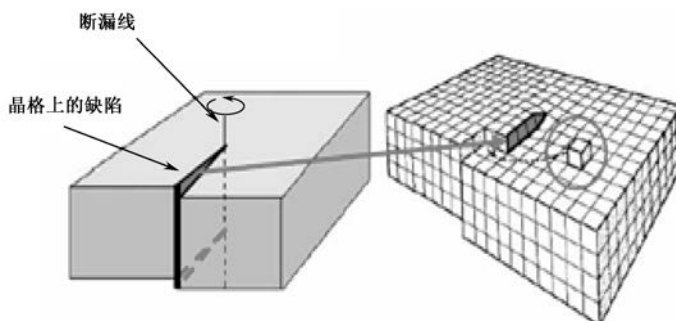


图 12.10 锡须的生长 (2)

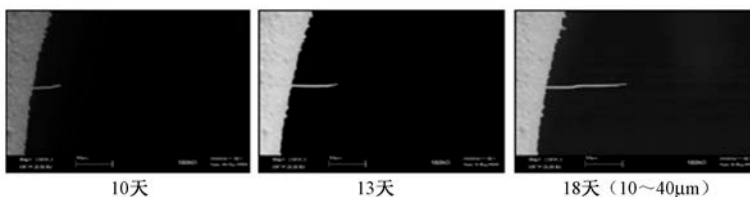


图 12.11 锡须的生长

锡须生长取决于温度和湿度，生长的关键条件是温度在  $50^{\circ}\text{C}$  以上、相对湿度  $>50\%\text{RH}$ 。有些公司用镀纯锡的器件生产了大量的无铅产品，已经发现使用过程中的锡须问题，并且在不到 2 年的时间内就会出现故障。

## (2) 抑制对策

① 在 150℃ 下烘烤 2 小时退火：由于高温能增加原子在结晶体内的摆动，促进原子在结晶体内活动的能力，能解决晶格的缺陷，所以能消除内应力，如图 12.12 所示。

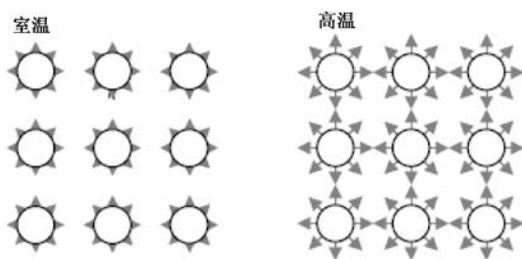


图 12.12 高温烘烤去锡须机理

但经过高温烘烤后，也会带来下述负面效应。

- 纯 Sn 层在温度老化环境下，会加速与 Cu 层的扩散运动而导致 Cu-Sn/IMC 的生长，见表 12.1。

表 12.1 IMC 厚度与烘烤温度和时间关系

温度 (°C)	时 间 (h)			
	1	4	9	480
25	0.0048μm	0.0096μm	0.0144μm	0.48μm
120	0.20μm	0.40μm	0.60μm	—
155	0.36μm	0.72μm	1.08μm	—

例如，对 1μm 厚的锡层经 155℃、4h 烘烤后，厚度可减小到 0.28μm。

- 经过高温处理后，由于 Sn 层厚度的消耗，将导致储存时间的缩短，见表 12.2。

表 12.2 Sn 层 (1μm) 的消耗情况

作用环境	形成 IMC 的厚度 (μm)	说 明
一年储存	0.45	形成 Cu/Sn IMC 所消耗的
三次再流	0.35	
剩余纯锡层厚度	0.20	确保良好的可焊性

② 电镀雾锡，改变其结晶的结构，减小应力。

③ 浸锡工艺添加少量的有机金属添加剂，能改变 Sn 层的晶体结构，限制 Sn-Cu 金属间化合物的生成，如图 12.13 所示。

④ 在 Sn/Cu 之间加一层阻挡层，如 Ni 层。

⑤ 在焊接中形成的温度应力应尽可能低，这也是采用线性式升温再流曲线的理由之一。

⑥ 关注钎料中 Sn 含量的变化，纯 Sn 含量越高，形成锡须的可能性就越大。

⑦ 使用喷锡、锡合金、再流锡等表面处理工艺。

## 2. Kirkendall 空洞

在两种不相近的材料之间，由于扩散速率的不同而产生的空洞就称为 Kirkendall 空洞。实

验证明除 Cu-Zn 对之外,还有许多金属对,如 Cu-Ni、Cu-Au、Ag-Au、Ni-Co 和 Ni-Au 等中也存在 Kirkendall 效应。这种空洞产生机制在 Sn-Pb 和无铅钎料中均存在,但在过去 30 年的表面安装技术使用过程中,还没有因为 Kirkendall 空洞导致产品故障的报告。

在无铅钎料中, Kirkendall 空洞是由一些未知因素造成的,似乎会使问题更加严重,尤其是在长期的高温条件下。

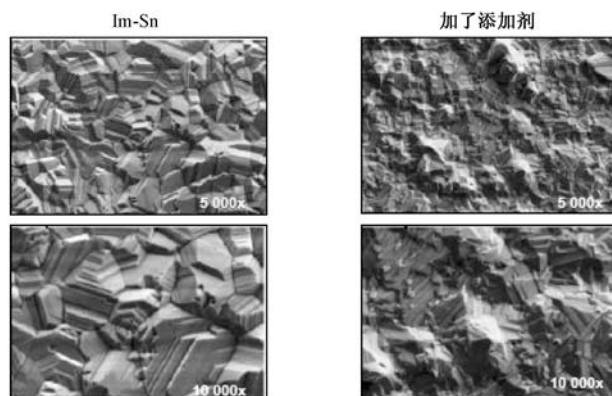


图 12.13 添加剂的作用

### 3. 无铅钎料的机械震动

即使没有遇到过 Kirkendall 空洞,对因机械震动或跌落造成的产品性能下降还是有所准备的。有研究表明,在被施加震动、跌落或 PCB 被弯曲时, SAC 钎料合金的失效负载还不到 Sn-Pb 合金的一半。这种性能损失似乎是几个因素的共同作用,包括脆弱的金属间化合物,因更高的再流焊接温度而导致的 PCB 降级,以及由于 SAC 比 Sn-Pb 更硬而传递了更大的应力。

上述问题到底是一个长期可靠性问题,还是从一开始就是一个质量问题呢?便携式电子产品制造商的无铅化已经实施了数年,还没有因为跌落导致返修率增加的报告。有些公司已经把注意力集中到如何更好地控制制造环境,特别是减小最大的允许张力。

### 4. 无铅钎料的热循环

在下述特定的情况下, Sn-Pb 材料的热性能比无铅的要好:

- (1) 对焊点疲劳高度敏感的元器件(如大型片状电阻、陶瓷封装的 BGA、无引脚陶瓷基片、未填充的芯片级封装)。
- (2) 最大的节点温度超过  $80^{\circ}\text{C}$ , 驻留时间超过 4h (驻留时间随温度上升而下降)。
- (3) 每天至少进行一次热循环, 预期使用寿命至少为 10 年 (使用寿命随循环频率的增加而减小)。

如果处在上面提到的这些情况下,就需要进行基于现有的无铅钎料节点可靠性模型的加速寿命实验,以确定风险。

### 5. 无铅钎料的离子迁移

离子迁移现象是缘于一种与溶液和电位等相关的电化学现象,它可分为阳极反应(金属溶解过程)、金属离子的移动过程、阴极反应(金属或金属氧化物析出过程)。特别是在金属溶解过程中,在钎料等金属中加入其他成分金属所组成的合金材料,由于两种金属表面结构状态的

差异, 导致钝态膜的形成位置及电极电位的溶解特性不同。

### (1) 离子迁移和阳极反应

PCB 等电极间由于吸湿和结露等作用, 吸附水分后加入电场时, 金属离子从一个金属电极向另一金属电极移动, 析出金属或化合物的现象称为离子迁移。

离子迁移根据其发生形态和发生状况可分成枝晶生长 (Dendrite) 和导电阳极细丝 (CAF) 两大类。所谓的枝晶就是根据在 PCB 的绝缘表面, 析出的金属或其氧化物呈树枝状而命名的, 如 Ag 的迁移现象。

而导电阳极丝 (CAF) 则是由铜丝沿着玻璃纤维或树脂接口部迁移形成的。它会在相邻的导体间产生内部的电气短路, 这对高密度 PCB 的设计来说是一个严重问题, 更高的再流焊接温度会导致该问题更易发生。

Interface Science (Goleta, CA) 通过引入硅烷开发了一种很有前途的减缓技术, 可使密度和玻璃纤维的硅烷外壳一致性达到最大。更好的一致性可以使玻璃纤维和树脂结合得更加紧密, 从而减少了 CAF 发生的可能性。

### (2) 无铅焊接与离子迁移

目前, 虽然一般认为无铅钎料没有离子迁移问题, 但由于 Ag 和 Cu 都比较容易产生离子迁移, 因此有必要对其进行有效的评估验证。

电子材料的离子迁移是由与溶液和电位有关的电化学现象引起的, 与从金属溶解反应、扩散和电泳中产生的金属离子移动反应及析出反应等有关。特别是在高密度组装的电子设备中, 材料及周围环境相互影响导致离子迁移发生, 引起电特性的变化而成引发故障。

如果从材料角度来分析离子迁移, 如像钎料那样在金属中添加其他成分后形成合金材料, 这时不同金属的金属间化合物的形成位置、稳定性及电极电位等多种因素相互影响, 产生的原因更加复杂。

离子迁移发生速度较快的 Ag 及 Cu 会生成稳定化合物 ( $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 、 $\text{Cu}_x\text{Sn}_x$ ), 而 Sn-3.5Ag 和 Sn-0.8Cu 的耐迁移特性则与 Sn 的溶解特性相关。与 Sn-Pb 相比, 在高 Sn 的无铅钎料中, 因为 Sn 形成了稳定的钝态膜, 故无铅钎料的耐离子迁移性高。但是, Sn 的钝态膜受环境条件的影响, 其稳定性也有丧失的可能。

## 12.3 焊点失效分析基础

### 12.3.1 名词及定义

(1) 失效: 丧失功能或降低到不能满足规定要求的现象。

(2) 失效模式: 失效现象的表现形式, 与产生原因无关, 如开路、短路、参数漂移等。

(3) 失效机理: 失效模式的物理化学变化过程, 并对导致失效的物理化学变化提供解释, 如电迁移开路、银电化学迁移短路等。

(4) 应力: 驱动产品完成功能所需的动力和加在产品上的环境条件, 是产品退化的诱因。

(5) 界面失效: 发生在焊盘与钎料的接合面上的失效现象。

(6) 钎料疲劳失效: 由于重复作用在焊点上的循环应力, 导致钎料疲劳而发生的失效现象。

(7) 张力载荷引起蠕变断裂失效: 由于作用在焊点上的张力, 超出了焊点所能承受的连接强度, 而使钎料发生蠕变断裂的现象。

## 12.3.2 失效分析的目的和失效率曲线

### 1. 失效分析的目的

进行焊点失效分析的主要目的如下：

- (1) 找出失效的原因；
- (2) 追溯产品设计、制造、使用等存在的不良因素；
- (3) 提出纠正措施，预防失效的再次发生。

根据失效分析所积累的成果，可以不断改进产品设计、优化产品制造过程、提高产品的可使用性，从而达到全面提升产品质量的目的。

### 2. 失效率曲线

#### (1) PCBA 产品失效率曲线

PCBA 产品失效率曲线包含下述三个层面。

① 元器件失效率曲线：如图 12.14 (a) 所示，通过对元器件进行出厂前的强制老化，可以有效地降低元器件在用户使用中的失效率。

② 元器件供应寿命曲线：如图 12.14 (b) 所示，它描述了元器件交付用户使用后的使用寿命期，它对构成系统的可靠性有着重大影响。

③ PCBA 组装失效率曲线：如图 12.14 (c) 所示，它由 SMD 来料寿命、SMD 组装寿命和焊点寿命等三部分共同影响。此时 PCBA 的使用寿命基本上取决于焊点寿命。因此，确保每一个焊点的焊接质量是确保系统高可靠性的关键环节。

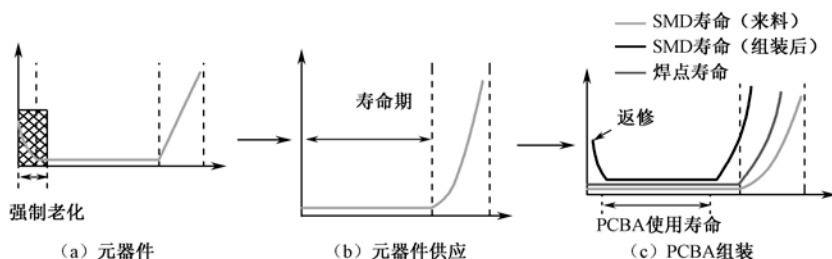


图 12.14 PCBA 产品失效率曲线

#### (2) 产品典型的瞬时失效率曲线

产品典型的瞬时失效率，简称产品典型失效率。瞬时失效率是产品工作到  $t$  时刻后单位时间内发生失效的概率。产品典型的瞬时失效率曲线由早衰区、产品服务区和老化区三个区域构成，如图 12.15 所示。

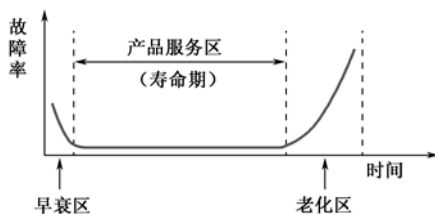


图 12.15 产品典型的瞬时失效率曲线

### 12.3.3 失效分析的层次和原则

#### 1. 失效分析的层次

在电子产品实践中,对焊点失效的控制和分析,基本上和其他系统的可靠性控制和分析的方法是相同的,如图 12.16 所示。

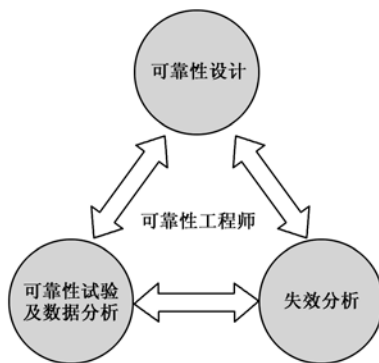


图 12.16 可靠性工程控制

#### 2. 失效分析的原则——机理推理的基础

- (1) 收集现场信息;
- (2) 复测(失效模式确认)结果分析;
- (3) 分析对象的特定工艺和结构的失效机理;
- (4) 分析特定环境有关的失效机理;
- (5) 分析失效模式与失效机理的关系;
- (6) 有关知识和经验的长期积累。

### 12.3.4 失效分析方法

目前业界应用较广的失效分析中所采用的方法可归纳如图 12.17 所示。

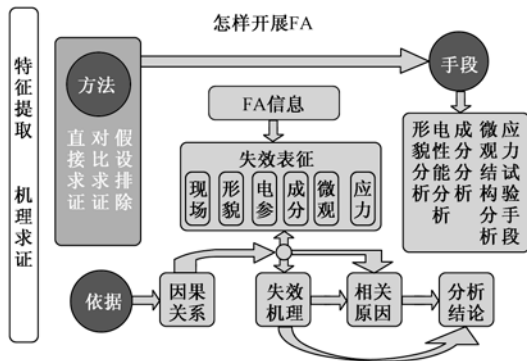


图 12.17 失效分析

### 12.3.5 焊点的主要失效模式

#### 1. 焊点失效概述

截至目前为止,元器件与 PCB 间的互连,主要还是由焊接技术来完成的。电子组件的设计已使各种不同类型的工艺组合为一体,形成机械的、电的、热的互连为一整体。这些组合已从镀通孔 (PTH) 技术发展表面安装技术 (SMT)。前者是把单、双面 PCB 和 PTH 的设计技巧融合为一体,而后者则包括一些用于有引脚及无引脚元件、标准小间距和极小间距器件以及球栅和圆柱栅面阵列器件 (BGA、CSP) 等的安装。这些不同类型的焊接技术为批量或单件制造的互连提供了耐用、持久和廉价的方法。

依运行环境的不同,电子组件也许会被连续地使用数月或数年,还可能经受大范围的电源变化、体热循环、震动和其他导致机械性能降低,或暴露在恶劣环境之中。由焊接造成的互连失效,不仅直接取决于所经历的环境条件,也与前端的制造、返工和修理的历史有关。其中,包括焊点设计及其几何形状、制造工艺和参数、热状态记录、钎料的类型和化学性能、PCB 布线,以及引脚材料的类型和状况等。

无论焊点的结构如何,它都是一个复杂的复合系统,是由基片材料、大量钎料、元件(有腿的、无腿的)的金属镀覆层等相互间通过冶金连接等组成。焊接的特性在很大程度上取决于钎料本身固有的机械、物理特性(二者又取决于钎料的化学成分)。大量的钎料和基片组成的复合物(以及前端的热-机械历史)决定着焊接的条件、状态和特性。并且直接决定着焊点的微观结构。例如,钎料合金的凝固范围既包括固相也包括液相,这些在共晶相中占了大部分体积的非共晶合金,一般是大颗粒,并且呈枝状结晶生长。在低倍放大镜下观察,它们有使焊点呈现颗粒状的趋势。随后,这些因素又在很大程度上影响着焊点的特性,诸如蠕变和疲劳强度、延展性、导电率、导热率、热扩散系数、热膨胀系数、耐腐蚀性以及抵抗其他环境影响的能力等。

#### 2. 焊点常见的失效模式

PCBA 软钎接(波峰焊、再流焊、手工焊)中焊点常见的失效模式,按照其发生的物理现象可归纳为下述四种。

##### (1) 界面失效

界面失效的特征是:焊点的电气接触不良或微裂纹是发生在焊盘和钎料相接触的界面上,如图 12.18、图 12.19 所示。

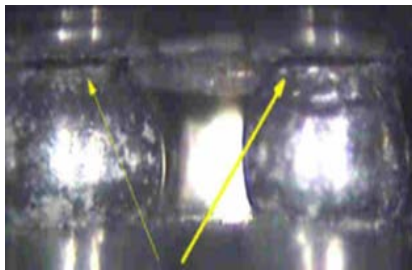


图 12.18 界面失效(芯片侧界面)

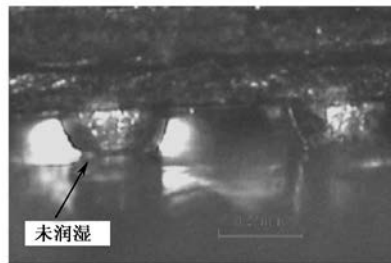


图 12.19 界面失效(PCB 侧界面)

##### (2) 钎料疲劳失效

焊点钎料疲劳失效的特征是:微裂纹或断裂位置都是发生在钎料体的内部或 IMC 附近,按

其发生的位置常见的有以下三种。

① PCB 焊盘侧钎料体疲劳裂纹，如图 12.20、图 12.21 所示。

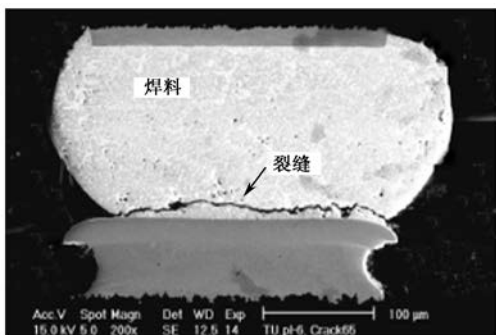


图 12.20 裂缝

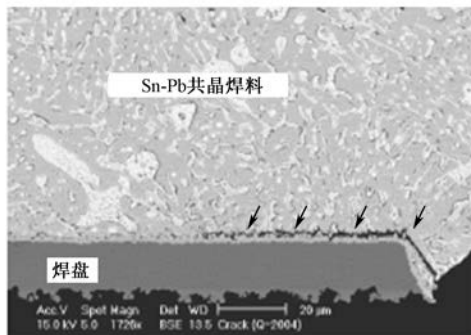


图 12.21 裂纹

② 钎料体的主裂纹发生在芯片侧，如图 12.22 所示。

③ PCB 基板侧和芯片侧同时出现钎料体疲劳裂纹，如图 12.23 所示。

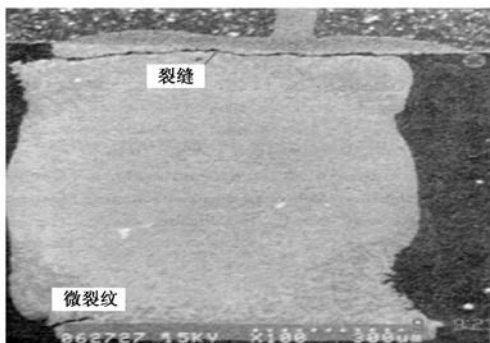


图 12.22 芯片侧裂缝

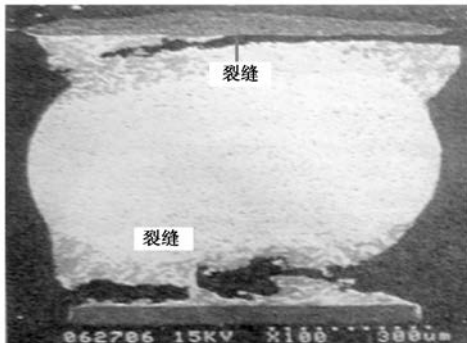
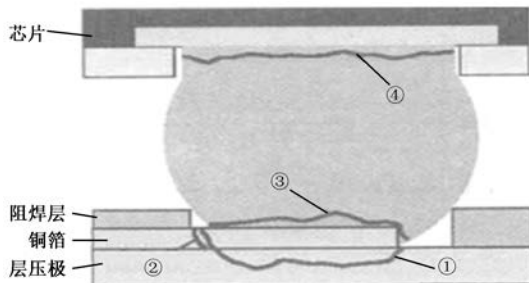


图 12.23 两侧同时出现

### (3) 张力载荷引起蠕变断裂

张力载荷引起蠕变断裂的特征是：裂缝或断裂面通常都是发生在截面面积比较小、抗拉强度最脆弱的横断面上，有的甚至还发生在焊盘铜箔与 PCB 基材之间，如图 12.24 所示。



①、②、③、④——表示裂纹或断裂发生处

图 12.24 张力载荷引起蠕变断裂



### 12.3.6 焊点的失效机理

#### 1. 界面失效机理

在正常焊接条件下，由于发生了冶金反应，在钎料和基体金属之间必然存在一层厚度合适的合金层（IMC），如图 12.25 所示。

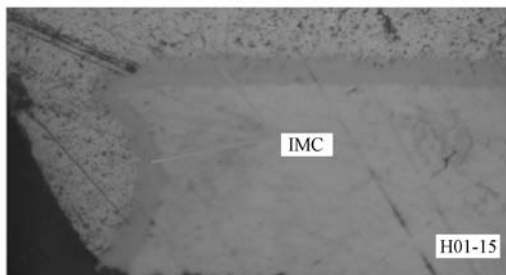


图 12.25 焊点的 IMC

由此可以判断，界面失效的最突出标志是：焊接过程中在接触的界面上，钎料和基体金属之间未发生冶金反应，因而也就未能形成合适厚度的 IMC 层，如图 12.26、图 12.27 所示。

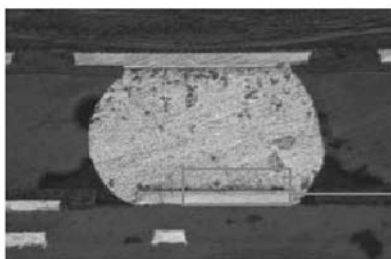


图 12.26 界面失效焊点（1）

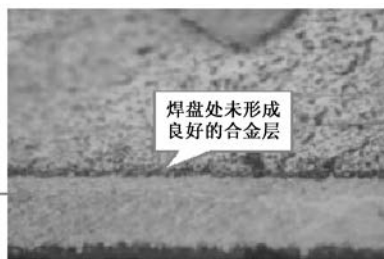


图 12.27 界面失效焊点（2）

显然，造成焊点界面失效的原因有以下几点。

##### （1）被焊面丧失可焊性

PCB 焊盘表面由于锈蚀、氧化、污染而变得不可焊，钎料中的 Sn 很难和基体 Cu 之间发生冶金反应，因而不能形成 IMC 层，如图 12.28 所示；或者 IMC 层不明显，如图 12.29 所示。

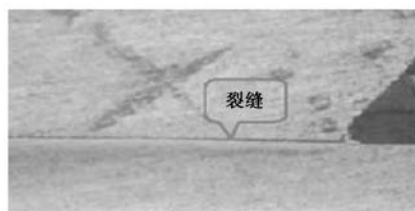


图 12.28 未发生冶金反应

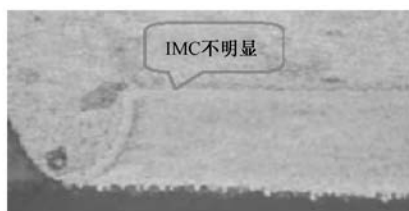


图 12.29 IMC 不明显

##### （2）ENIG Au/Ni 的黑盘

ENIG Au/Ni 工艺中出现了黑盘（氧化镍）现象，如图 12.30 所示。甚至当 Au 层已进行覆盖，但由于 Au 层的多针孔性，以致挡不住氧化镍的上下生长而形成大片氧化物。严重时大面积黑色焊盘上有腐蚀斑点穿过浸金表面底部的富 P 层延伸到 Ni 层，如图 12.31 所示。

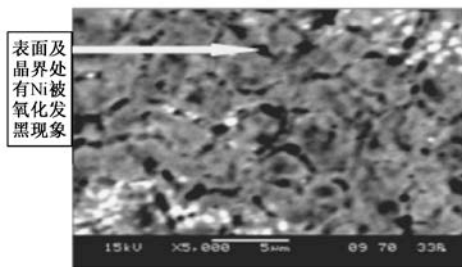


图 12.30 黑盘现象

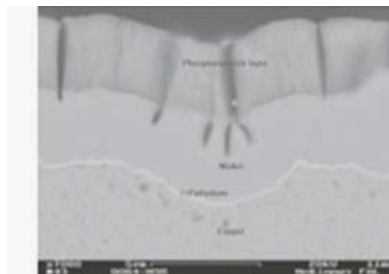


图 12.31 Au 针孔造成 Ni 层氧化

Au 与其底层 Ni 之界面间, 早已存在了一些可观的 Ni 的氧化物, 如图 12.32 所示。

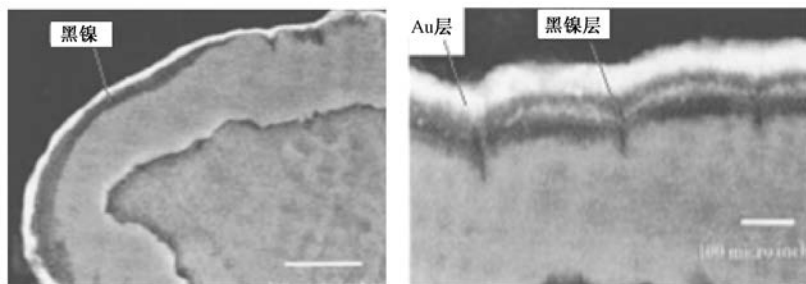


图 12.32 Au 层下的氧化镍层

图 12.33 所示为未焊接前剥去 Au 面后的正常 Ni 面, 而图 12.34 所示为未焊接前剥去 Au 后, 发现已经受到化学浸 Au 液攻击后的 Ni 面。

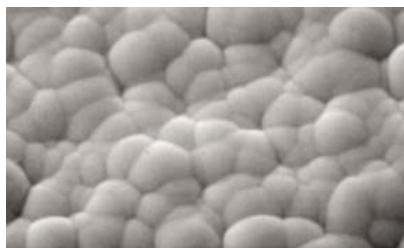


图 12.33 剥去 Au 层后的正常 Ni 面

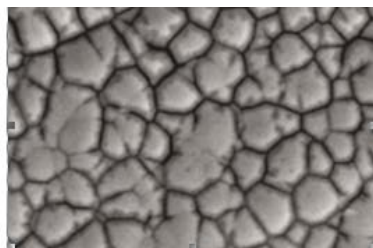


图 12.34 剥去 Au 层后受到攻击的 Ni 面

对 PCBA 上失效焊点拆下 CSP 后, 其焊盘全为黑盘, 如图 12.35 所示。严重时还将出现如图 12.36 所示的黑泥状结构。

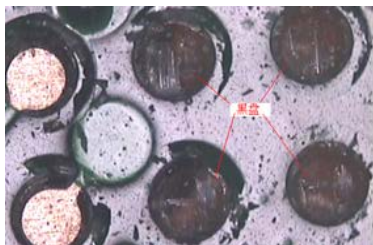


图 12.35 P CBA 的黑焊盘

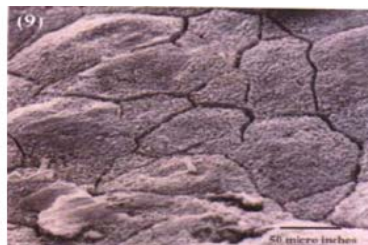


图 12.36 黑泥状结构的氧化镍

黑盘的形成机理如下。

在 ENIG Ni/Au 工艺中, 当 Au 离子镀覆成为 Au 层时, 镀液中的 Au 离子吸收 Ni 表面的电

子, Ni 离子被释放到镀液中。由于某些微结构特性, 如晶粒边界和电化学等原因, 局部交换并不是始终在进行的, 即可将 Au 沉积到一个位置或区域, 而 Ni 离子从不同位置或区域释放出来。这种工艺的可能结果是 Ni 被侵蚀, 留下粗糙的富 P 层, 与钎料形成弱连接。受影响的焊点不会与焊盘 Cu 层形成牢固的机械键合, 因此, 在相当小的外力作用下, 焊点就会失效。在焊盘上所能看到的只有很少的钎料, 甚至没有钎料。而在焊盘上大部裸露着从灰色到黑色的平整的 Ni 表面, “黑色焊盘”就源自这个位置。SEM 分析说明有类似于“不清晰裂缝”的特殊的 Ni 状结构; EDX 分析说明 P 和 Ni 含量高, 而 Sn 含量低。从抛光的剖面图可以观察到腐蚀标记和富 P 层。

最近的分析说明, 即使没有出现过度腐蚀, 在施加了高应变和应变速率的情况下, 在焊点 Ni 表面和 Ni-Sn 金属间化合物层间的界面也会出现开裂, 从而导致在不同的实验测试条件下, 包括弯曲、机械撞击和在热循环中出现故障。数据说明当提高了应变速率时, 会使得故障模式转向焊点的界面间开裂。因此, 如果应变速率足够高的话, 即使在降低了应变的条件下也会出现界面间开裂。目前, 还没有行业的技术规范对其进行量化, 没有分析、评估组装后的 BGA 器件的任何表面涂层的机械强度。

另一个问题是板上的 Au 厚度是难于控制的。Au 层可能太薄(如致密布线的区域)或是 Au 层太厚(如在绝缘电路中)。后者会使 Au 产生脆化, 如焊点中 Au 含量 $>3\text{wt}\%$ 时, 在较大 PCB ( $>250\text{mm}\times 250\text{mm}$ ) 组装较大 BGA ( $>25\text{mm}\times 25\text{mm}$ ) 的情况下, PCB 的厚度应至少提高到 2mm, 以使 PCB 弯曲和挠曲现象达到最低水平。这样就可以降低或消除由于 PCB 的弯曲和挠曲导致的机械应力造成的界面间失效。

### (3) 冷焊

冷焊焊点的形成是由于焊接温度未达到钎料的润湿温度, 因而接合界面上没有形成 IMC 层, 如图 12.37 所示。而且这种界面往往还伴生着裂缝, 如图 12.38 所示。这种焊点钎料纯粹是黏附在焊盘表面, 图 12.39 所示为一块 PCBA 组件上的 CSP 芯片, 当人员撕去条码时, CSP 芯片便跟着撕裂下来。



图 12.37 冷焊点 (1)

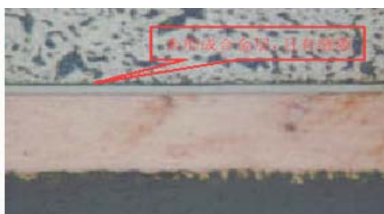


图 12.38 冷焊点 (2)

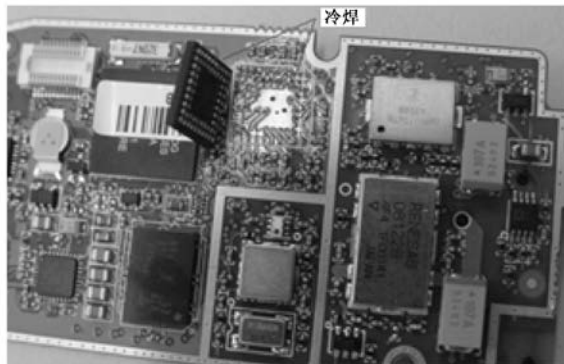


图 12.39 冷焊案例

#### (4) 阻焊掩膜与金属成形的焊盘

用于 BGA 封装的焊盘基本上有以下两种类型（图 12.40）。

- NSMD 焊盘：非阻焊膜掩膜成形的焊盘，由于焊盘周边有阻焊掩膜的间隙，所以 NSMD 焊盘都是覆 Cu 的，也有人将其称为钎料定义的焊盘；
- SMD 焊盘：阻焊膜掩膜成形的焊盘，是将阻焊掩膜重叠在 Cu 焊盘上，也有人将其称为阻焊膜（绿油）定义的焊盘。

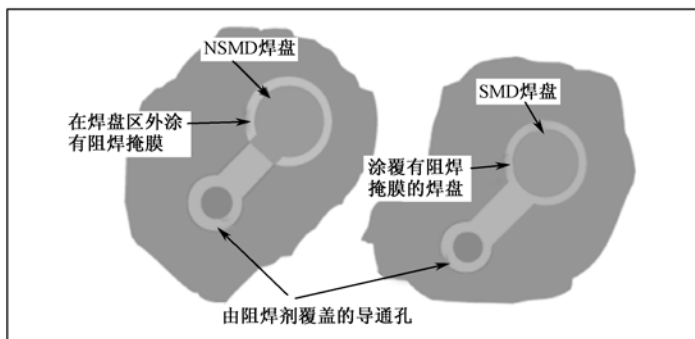


图 12.40 BGA 器件的焊盘

这两种类型的焊盘都有各自的优缺点，分别介绍如下。

##### ① NSMD 焊盘

NSMD 焊盘要求的铜焊盘直径较小，因此对于布线和导通孔来说，金属间的间隙就较大。而且对覆 Cu 尺寸的控制要比阻焊掩膜尺寸的控制更加容易，故可以获得更加均匀的表面涂层，尤其是 HSAL 板子。焊盘周边无钎料掩膜就会使焊膏流向焊盘边缘，因此也就没有应力集中的区域。这样就使焊点的接触面积增大了许多，延长了焊点的疲劳寿命，改善了可靠性。

不足的是：使间隔高度降低了，对小间距焊接增加了桥连的可能。

##### ② SMD 焊盘

由于阻焊掩膜的重叠，所以 SMD 焊盘要求采用直径较大的铜焊盘，以使最终的焊盘直径与 NSMD 焊盘直径相同。SMD 焊盘由于 Cu 的面积较大，焊盘与 PCB 的黏附面积较大，但是焊点间隔较窄。由于阻焊剂的重叠，导致间隔高度增大，这对抑制密间距焊点桥连有好处。与 NSMD 焊盘比较，其主要的缺点是可靠性低，使疲劳寿命降低到 70%，而且在阻焊膜的开口处，会出现高应力区域。片式电阻和电容之间的焊盘上不应使用阻焊掩膜，在 PCB 的底部黏结有器件的、采用波峰焊接的组装板也不能使用阻焊掩膜。

## 2. 焊点钎料疲劳失效机理

### (1) 钎料疲劳失效的基本概念

焊点钎料疲劳失效是由于工作环境中存在着随机震动、正弦震动、载荷冲击、温度冲击与循环等周期性循环外力作用。这种环境条件是普遍存在的，特别是在航天、航空、航海、车载等环境中的电子产品中尤为明显。

表面贴装器件的焊点承担了电气的、热学的及机械连接的多重作用，并且一直是可靠性的薄弱环节。焊点受损原因以热循环诱发最为常见，而徐变和应力松弛则是循环受损的主因，如图 12.41 所示。材料徐变一般在温度 ( $T$ ) 高于绝对熔化温度 ( $T_m$ ) 的 0.6 (即  $T/T_m > 0.6$ ) 时出现。在室温条件下 Sn63/Pb37 的值为 0.65。

PCBA 是热膨胀系数（CTE）各不相同的多种金属的、非金属的集合体，见表 12.3。

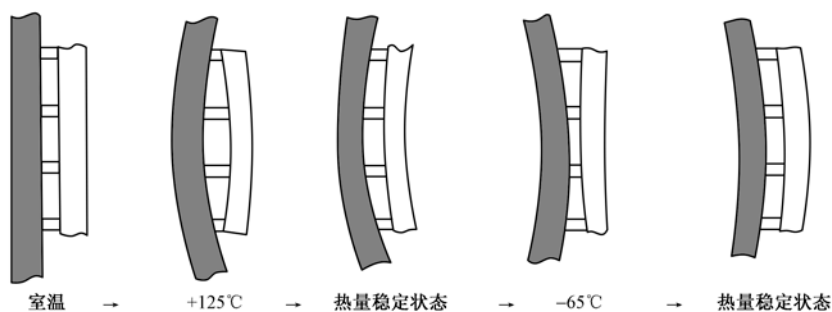


图 12.41 PCB 在温度循环中的变形规律

表 12.3 相关材料的 CTE

材 料	金 属						陶瓷	FR-4	
	Sn	Sn-37Pb	Cu	Ni	Au	Ag	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	板面方向	板厚方向
CTE (10 <sup>-6</sup> /°C)	23.0	22.0	16.7	13.3	14.1	19.1	6.5	13	65

## (2) 失效机理

焊点因热循环受损常见原因如下：

- ① 器件与 PCB 间的整体热膨胀系数（CTE）失配，诱发出各种应力；
- ② 器件和 PCB 在厚度方向与表面区域出现温度梯度；
- ③ 附着于元器件与 PCB 之间的钎料局部 CTE 失配。

减少元器件与 PCB 的 CTE 失配，即减少热循环受损情况。对带外部引脚引线的表面贴装元器件来说，柔性的引脚已可使 CTE 失配问题有所缓解，而面阵列封装中球的刚性对可靠性带来了不利的影响。实验表明，BGA 的故障不是出现在球与封装之间，就是出现在球与 PCB 焊盘之间，如图 12.42～图 12.45 所示。



图 12.42 热循环后失效的焊点（1）

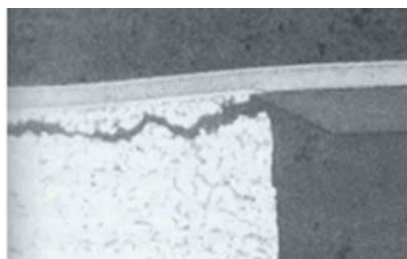


图 12.43 热循环后失效的焊点（2）

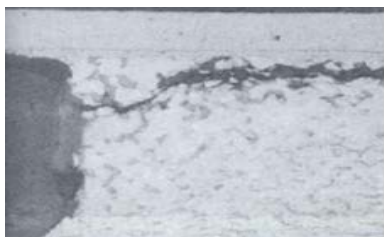


图 12.44 热循环后失效的焊点（3）

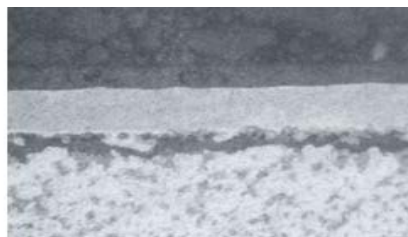


图 12.45 热循环后失效的焊点（4）

与界面失效相反,所有这些失效的焊点都主要是由钎料疲劳引发的。对其余的封装做类似的金相切片分析,结果均一样。

### 3. 张力载荷引起蠕变断裂失效机理

大多数便携式电子产品,如移动电话、呼机、PDA 等,经受环境温度的变化都不是非常严酷,且其极限温度范围也较小,使用寿命也相对较短(3~5 年)。因此,在此类产品中,焊点通常不会因热循环而失效;相反,PCB 的弯曲将是失效的主要原因。下面分别介绍张力载荷引起的常见的四种不同的失效模式(如图 12.24 所示)。

#### (1) 失效模式①

在失效模式①中,PCB 焊盘从层压板内部剥离,通常还有少量的环氧树脂保留在焊盘上。一旦焊盘被剥离,它就能在 PCB 弯曲时自由地上下移动,从而引起 PCB 导线最终的疲劳断裂。进行染色—剥离失效分析后,失效模式①的照片如图 12.46 所示。在焊盘下的层压板中心有染色剂沾染,说明失效发生在焊点从 PCB 上剥离之前。

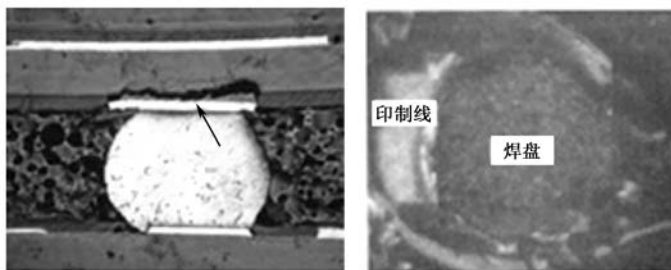


图 12.46 失效模式①的断面染色

该失效模式一般出现在最恶劣的弯曲测试条件下(最大形变)。

#### (2) 失效模式②

该失效模式是因为 PCB 的导线断裂而引起的。焊盘未从层压板内部剥离,印制导线疲劳和裂缝出现在阻焊膜开孔区附近。这种失效模式使用染色—剥离技术是很难发现的。

#### (3) 失效模式③

这种失效模式是 PCB 焊盘附近的钎料疲劳失效。可以确认的是:裂缝最初出现在 PCB 导线端头处焊盘的外边缘,这个连结区域是由阻焊膜界定的(在焊盘的侧壁周围没有钎料层)。经染色—剥离失效分析后的失效模式③,如图 12.47 所示。其纵切面如图 12.48 所示。若 PCB 上只有 OSP 涂层,则不存在界面失效。而 ENIG Au/Ni 涂层的 PCB,在焊盘界面上有可能观察到界面失效。

#### (4) 失效模式④

该模式是在器件界面附近的钎料疲劳所致,其断裂面如图 12.49 所示。在大多数情况下,当器件封装上的焊盘比 PCB 焊盘大时,很少观察到这种失效模式。当 PCB 焊盘尺寸比器件封装焊盘尺寸大时,则很常见。

通常失效模式①和②发生在最高应力条件下,模式③和④发生在较低应力条件下。随着 PCB 导线尺寸的减小,模式②发生得就更为普遍。另外,如果 SMT 加工后,PCBA 被多次处理过,那么失效模式①和②也容易发生。



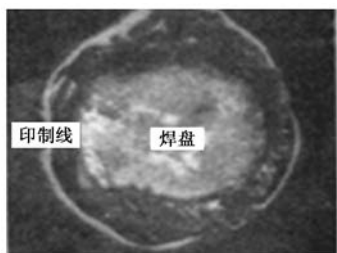


图 12.47 失效模式③的断面染色

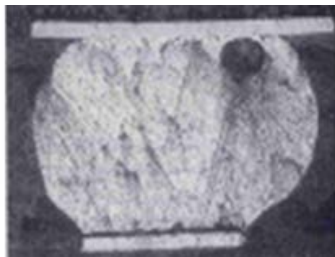


图 12.48 失效模式③纵切面

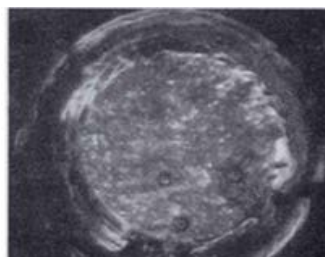


图 12.49 失效模式④的断裂面

PCB 的局部弯曲可能引起蠕变断裂,蠕变断裂可能发生在产品工厂组装后的几天甚至几年之后。失效的形成原因有以下几种。

#### (1) 安装结构缺陷

造成弯曲也许只是因为一个将 PCB 固定到机箱上的螺钉。由于张力载荷导致焊点钎料蠕变,在固定螺钉附近的元器件的焊点会逐渐失效并最终断裂。

#### (2) 按键压力引起弯曲而导致焊点失效

按键压力作用使 PCB 弯曲,也是焊点失效的原因之一。每次,当一个键被按下时,PCB 就将会发生变形,变形的幅度和在焊点上产生的应力,取决于产品的整体机械设计。在一个移动电话的寿命期内,由于按键导致的 PCB 弯曲的次数可能会达到几十万次。

#### (3) 应力过大产生焊点疲劳失效

第三种弯曲失效机理发生在便携式产品掉到地上时,PCB 剧烈振动,在元器件焊点上引起应力,严重时由于应力过大或焊点疲劳而产生失效。随着细间距球栅阵列封装( $\mu$ BGA)和芯片级封装(CSP)的普遍应用,PCB 的弯曲成了便携式产品可靠性的关键因素。因此,人们不得不采用环氧树脂黏合剂,对上述封装器件进行底部填充来提高可靠性,抑制焊点失效。

## 12.4 批量生产中无铅焊点失效特点及案例分析

### 12.4.1 无铅焊点失效的特有现象

#### 1. 隐性缺陷增多

使用 Sn-37Pb 钎料与使用无铅钎料的组装件是有差别的,不仅体现在热性能、检测和返修标准上,还体现在无铅组装中可能存在的一些隐性缺陷上,其中的一个缺陷就是阳极导电丝(CAF)。CAF 是 PCB 中导电丝沿着环氧树脂/玻璃纤维界面,从阳极向阴极延伸而形成的。图 12.50 所示是带有 CAF 的 PCB 截面图,其中白色区域表示含铜导电丝,正沿着环氧树脂/玻璃纤维界面生长。无铅再流的高温对 CAF 的生长是有影响的,较高的再流温度提高了 CAF 形成的速率。

#### 2. 界面失效机理愈趋复杂

与 Sn-37Pb 钎料相比,无铅钎料均属于高 Sn 合金,熔点高、润湿性差、更容易氧化、元器件焊端和 PCB 焊盘镀层多种多样。因此,在焊接过程中发生的界面失效现象更多更复杂,它主要表现在:

(1) ENIG Ni/Au 涂层的“黑盘”现象将更明显。在将 PBGA 与 ENIG Ni/Au 涂层结合起来使用时,经常发生不润湿或半润湿现象,而且结果是很难预见的。

- (2) 钎料和基体金属更容易氧化，虚焊现象的发生将更频繁。
- (3) 冷焊发生的概率更高。

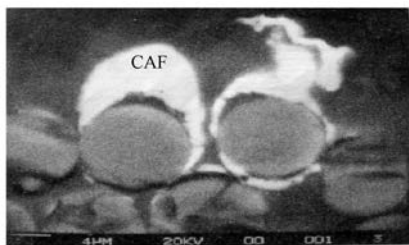


图 12.50 P CB 上 CAF 沿着环氧树脂/玻璃纤维界面生长的截面图

### 3. 存在焊点强度退化现象

无铅焊接影响焊点可靠性的另外一个潜在缺陷是：随着时间的推移，焊点会变脆。这是由于焊点里没有 Pb，致使留下的合金变硬。随着时间的推移，变硬的合金会出现裂纹或微小的裂痕，当存在机械应力作用时相关的层间就会开裂。

当产品用于运动和震动的环境中时，PCB 的疲劳迹象将更加普遍。这些隐患和问题，给工艺控制带来了更大的压力，要求在组装、返修和检查时都更加严密。

### 4. 铅污染

下面来看铅污染对可靠性的影响。

在无铅焊点中，微量的铅对焊点长期可靠性的影响是有待研究的一大课题。初步的研究显示：焊点中铅含量的不同对可靠性的影响也是不同的，当含量处于某个中间范围时影响最大。这是因为在最后凝固形成结晶时，在 Sn 枝界面处有铅偏析相形成，如图 12.51 所示。

这些偏析金相在循环负载下开始形成微裂纹并不断扩大。例如，2%~5%的铅可以决定无铅钎料的疲劳寿命，但与 Sn-Pb 钎料相比，其可靠性相差不大。无铅钎料与有铅焊端混用时要控制焊点中铅含量<0.05%。当铅达到 1%左右的微量时，发生焊点剥离的概率最高。

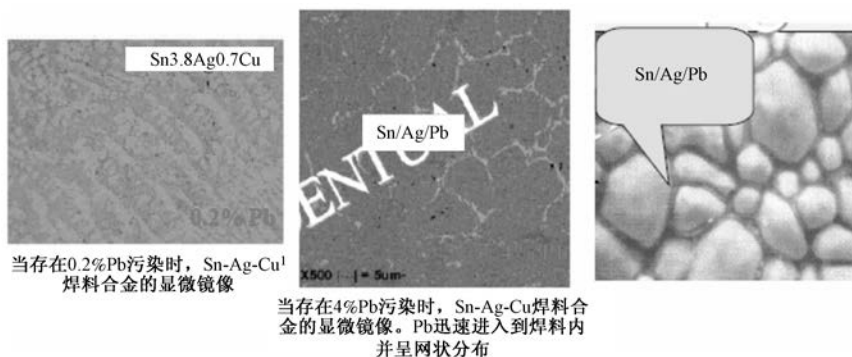


图 12.51 在 Sn 枝界面处有偏析金相形成

当焊点中受到铅污染时，焊点失效机理如下：

- ① 由于在金相构造中形成了低熔点相，如图 12.52 所示；
- ② 在界面颗粒的第二相上的微裂纹向前延伸；
- ③ 在焊接连接处延伸的第二相是不牢固的。



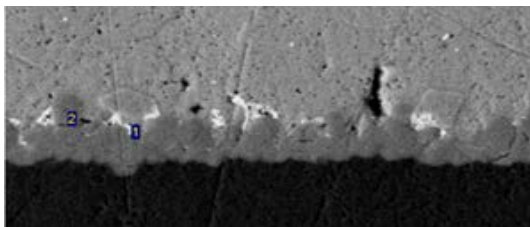


图 12.52 Pb 偏析

## 5. 无铅—有铅混用增添了失效的不确定因素

### (1) 无铅—有铅混用的可靠性评估

#### ① 空洞

(a) 含 Sn 高、再流焊接温度低的样品焊点内空洞数量少、而且空洞尺寸也小，如图 12.53 所示。

(b) 含 Sn 低、再流焊接温度高会引起更多更大的空洞，如图 12.54 所示。

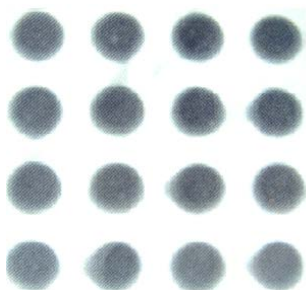


图 12.53 含 Sn95%，再流温度为 205℃BGA

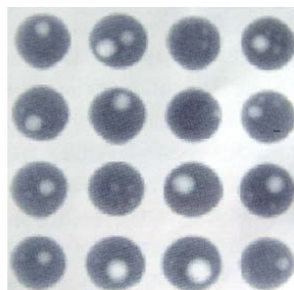


图 12.54 含 Sn87%，再流温度为 230℃BGA

#### ② 焊点的微结构

(a) 对于 BGA，多数情况下 Pb 是均匀地掺入到 SAC 焊球中的，从焊点上部到下部 Pb 的分布相当均匀，只有含 Sn95%的合金在 205℃下进行再流焊接的情况例外，如图 12.55 所示。

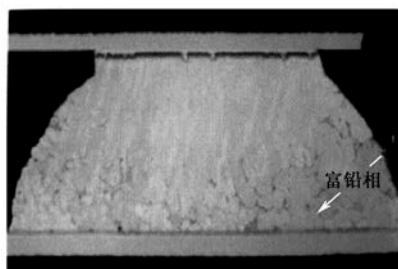


图 12.55 含 Sn95%合金，再流焊接温度 205℃的 BGA 的焊点切片

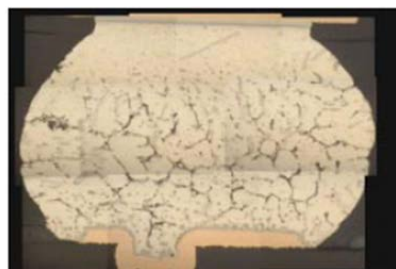


图 12.56 SAC305 焊球/Sn-37Pb 焊膏传统 Sn-37Pb 温度曲线的焊点切片

图 12.56 所示为 SAC305 焊球/Sn-37Pb 焊膏，采用传统的 Sn-37Pb 焊膏再流炉温曲线焊接后，对焊点的微结构切片分析图。从图中可见 SAC 钎料球未完全熔合，图中黑灰色的枝状物是富铅区的界限，棒状的点是  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  金属间化合物，而灰白色的是  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  金属间化合物。

此时，在剖面图中富铅相纹路清晰，而且在器件侧附近几乎看不到铅。其焊点微结构看起来比典型的锡铅焊点和无铅焊点都要粗。

(b) 在不同工艺条件下组装的混合合金焊点的微结构有明显的区别, 如图 12.57~图 12.60 所示。

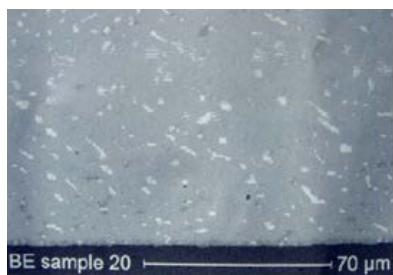


图 12.57 Sn 量高, 再流温度为 230°C 的 SEM 照片

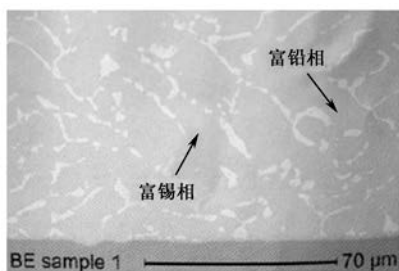


图 12.58 Sn 量低, 再流温度低的 SEM 照片

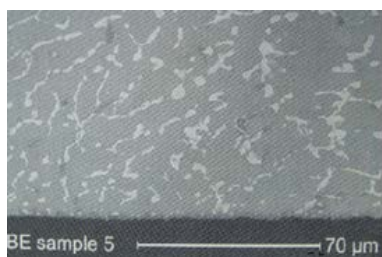


图 12.59 Sn 量低, 再流温度高的 SEM 照片

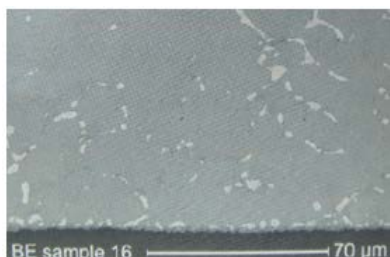


图 12.60 Sn 量高, 再流温度低的 SEM 照片

由图中可见:

- Sn 含量和再流焊接温度均较高的样品 (如图 12.57 所示), 与 Sn 含量和再流焊接温度均较低的样品 (如图 12.58 所示) 相比, 富锡相更小, 分布更均匀。
- 再流焊接温度高的焊点微结构更均匀些, 如图 12.57、图 12.59 所示。
- 再流焊接温度低的焊点, 富锡相的微粒尺寸较大, 如图 12.58 和图 12.60 所示。

③ 热循环性能。温度循环试验可以有效地判断焊点的疲劳寿命。无铅焊点在热循环试验中的表现优于混合合金焊点; 而在较高的再流峰值温度下进行再流焊接的混合合金焊点, 表现优于较低峰值温度下的再流焊接焊点, 如图 12.61 所示。这是因为较高温度时在混合合金焊点中 Pb 的分布更均匀。

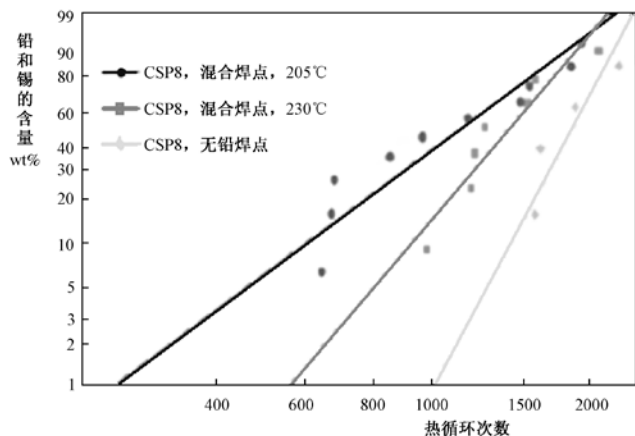


图 12.61 热循环试验的 Weibull 图

(a) 0.8mm 间距 BGA (Sn-37Pb) 焊球 + SA C305 焊膏的温度循环试验：当试验条件为  $-40^{\circ}\text{C}/30\text{min}-125^{\circ}\text{C}/30\text{min}\times 1000$  周期上时，试验结果如图 12.62 所示。

(b) 0.8mm 间距 QFP (Sn-37Pb) 焊端+SAC305 焊膏的温度循环试验：经过 500 次循环后引脚发生断裂的模式，如图 12.63 所示。

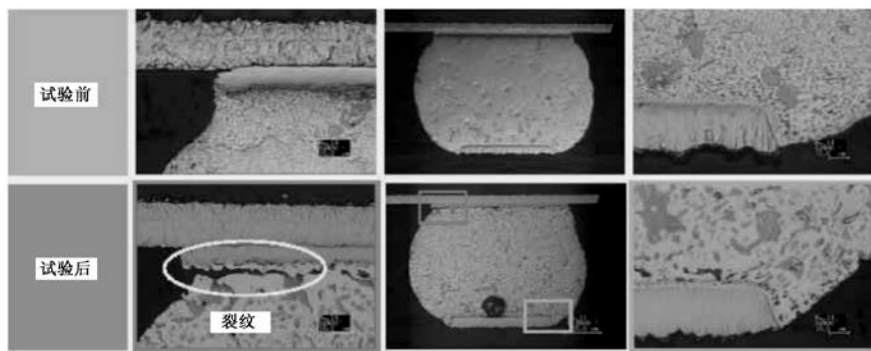


图 12.62 BGA (Sn-37Pb) 焊球 + SAC305 焊膏的温度循环试验

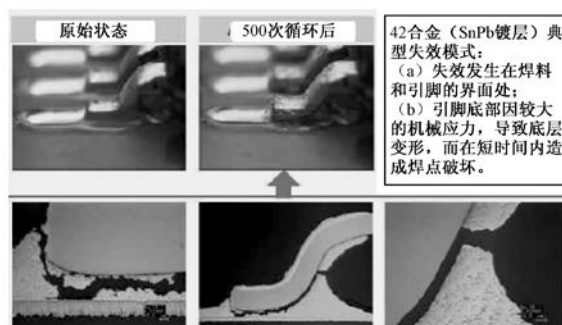


图 12.63 QFP Sn-37Pb 焊端 + SAC305 焊膏引脚断裂的模式

④ 跌落试验。对机械冲击而言，焊点失效一般出现在界面之间，钎料本身的微结构特性的影响并不是很大。

#### (2) 无铅焊球与有铅焊膏混用的可行性

研究数据表明 OSP 板上无铅 (SAC) 焊球用 Sn-37Pb 焊膏焊接，在特定工艺条件下可以满足板级可靠性目标。这些条件可归纳为一点：SAC 焊球要与 Sn-37Pb 焊膏完全熔合。图 12.64 所示为一个缺陷焊点的剖面。涂上去的焊膏已经再流，但和 SAC 焊球中的钎料没有熔合形成一个连续的焊接点。



图 12.64 未熔合的焊点切面

### 12.4.2 SMT/THT 混合组装无铅波峰焊接的可靠性问题

在无铅波峰焊接操作中对于已完成再流焊接的 PCB 表面的焊点,如果焊点温度超过了钎料本身的徐变温度(如  $190^{\circ}\text{C}$ ),那么由于元器件内诱发的热机械应变,有可能使器件脱离 PCB 焊盘而失效。图 12.65 所示为在波峰焊接过程中,位于 PCB 上表面的 BGA 钎料球因受热变形和半重熔的实例。

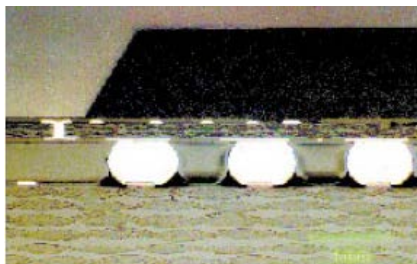


图 12.65 波峰焊对 PCB 上表面再流焊点的影响

对于 SAC 无铅钎料,将温度控制在  $190^{\circ}\text{C}$  以下的方法有很多,首先是了解辨别在波峰焊接工艺中加热焊点使用的各种方法。图 12.66 中介绍了三种方法:

- A: 由 PCB 的下面向上通过板子进行导热;
- B: 沿着导通孔与 BGA 焊点焊盘连接的导线轨迹进行导热;
- C: 通过安装在波峰焊机上面的预热器的对流和辐射实现导热。

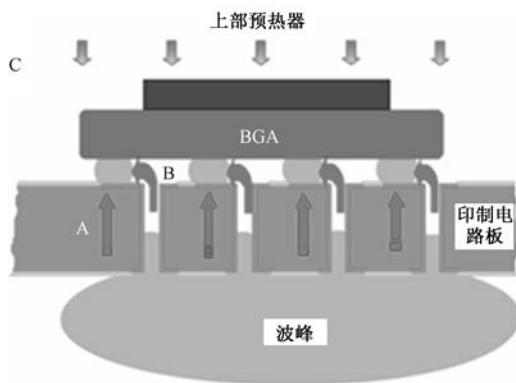


图 12.66 在波峰焊接过程中对 PCB 上表面 BGA 焊点的加热路径

防止或降低在波峰焊接过程中传递给 PCB 上表面 BGA 焊点的热量的方法,如图 12.67 所示。

(1) 在 BGA 封装的上面安装一个热屏蔽板,用于防止波峰焊接设备中预热器的直接加热,可采用机械方法将这些屏蔽板安装到波峰焊接的托板上。

(2) 用塞孔专用涂料覆盖 PCB 下面的导通孔。这应视为 PCB 可制造性设计 (DFM) 工艺的组成部分。

(3) 可将非金属波峰防护屏直接安装在 PCB 下面的 BGA 封装定位区域的下面,这样就可以防止波峰接触 PCB 上的这些位置。还可以通过非金属指爪将波峰防护屏安装在波峰托板上。

通过对波峰焊接过程中 PCB 顶面 BGA 焊点的温度曲线的检测,可验证温度控制在  $190^{\circ}\text{C}$  以下的效果。

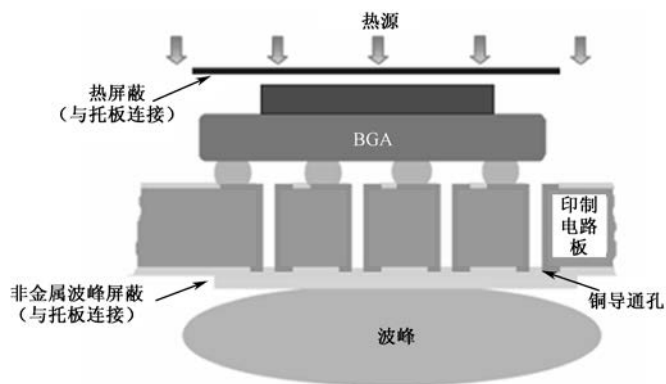


图 12.67 在波峰焊接过程中，防止 PCB 顶部 BGA 焊点再流的方法

### 12.4.3 批量生产中无铅焊点失效案例分析

#### 1. 失效的规律性

根据生产现场失效数据统计，在规模化工业生产过程中无铅焊点的失效，90%以上均发生在细间距（ $\leq 0.5\text{mm}$ ）的 PBGA、CSP 封装焊点中，其次是发生在密间距的 QFP 和表面贴装插座上。因此，PBGA、CSP、密间距 QFP 及表面贴装插头座等焊点的失效，已成为无铅焊接中关注的焦点。

#### 2. 典型失效案例分析示例

##### （1）案例 1：MP3 主板器件焊点脱落

① 样品描述。某公司在生产 MP3 的过程中，发现主板上的器件封装体在再流焊接后有脱落现象，如图 12.68 所示。

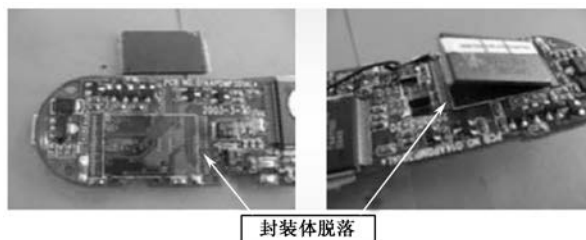


图 12.68 失效样品描述

② 外观检查。对样品的外观检查，如图 12.69、图 12.70 所示。

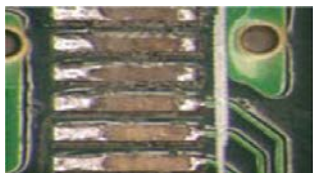


图 12.69 芯片已脱落的焊盘

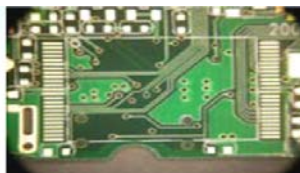


图 12.70 对应的未焊接的焊盘

- ③ 金相切片。焊膏润湿性试验良好，金相切片如图 12.71 所示。
- ④ 金镀层质量分析。焊盘表面 ENIG Ni/Au 涂层的外观 SEM 形貌，如图 12.72 所示。

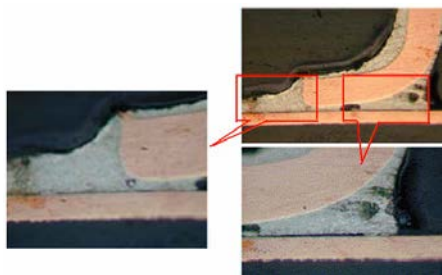


图 12.71 金相切片

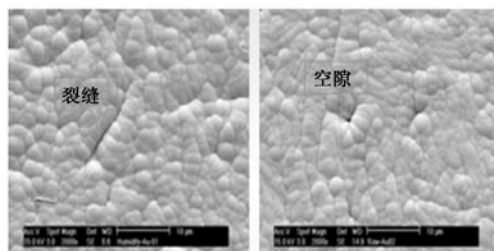


图 12.72 外观 SEM 形貌

- ⑤ 镍镀层质量分析。镍镀层的质量分析，如图 12.73 所示。镍镀层元素组成的 EDX 分析如图 12.74 所示，可知其中 P 含量偏低。

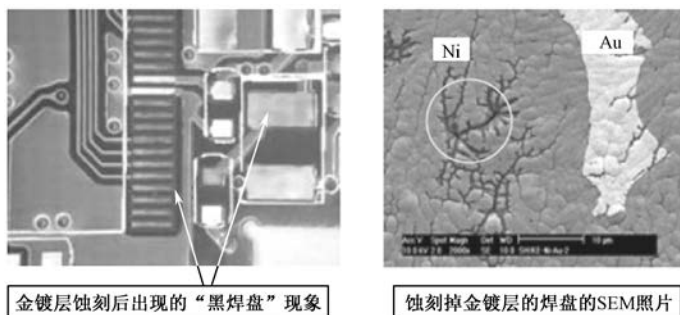


图 12.73 镍镀层的质量分析

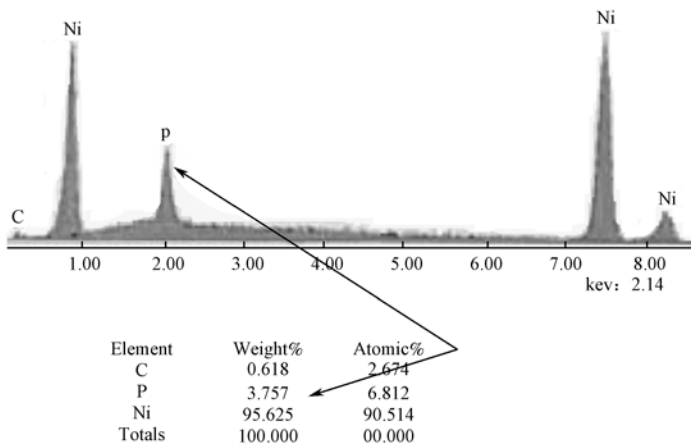


图 12.74 镍镀层的组成 EDX 分析

- ⑥ 分析结论。PCB 焊盘 ENIG Au/Ni 镀层结构不够致密，表面存在裂缝，空气中的水分容易进入，浸金工艺中的酸液也容易残留在镍镀层中。同时，镍层中磷含量偏低，导致了镀层耐酸腐蚀性能变差，容易发生氧化腐蚀而变色，出现“黑盘”现象，使镀层可焊性变差。作为可焊性保护涂层的金镀层，在焊接时会完全熔入到钎料中去，而镍镀层由于可



焊性差不能与钎料形成良好的金属间化合物，最终导致元器件因焊点强度不足而容易从 PCB 面脱落。

## (2) 案例 2：某单板角焊点断裂

① 样本描述。某单板生产中，发现 BGA 芯片标红箭头的角部焊球断裂，如图 12.75 所示。

其特征是断裂都出现在该点，且断裂均是发生在芯片侧界面 IMC 和焊球之间（如图 12.76 所示）。该组件属于无铅焊球和有铅焊膏的混合形式，采用有铅再流温度曲线，峰值温度为 220℃，焊盘涂层为 ENIG Ni/Au。

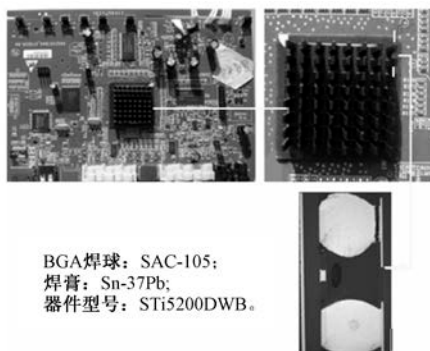


图 12.75 外观检查

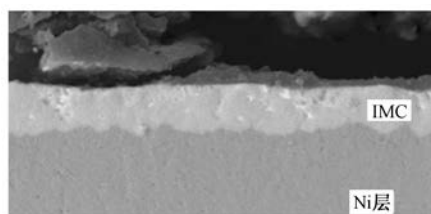


图 12.76 断裂界面

## ② 外貌形态检查

(a) 失效焊点与相邻正常焊点的高度差异，如图 12.77 所示。

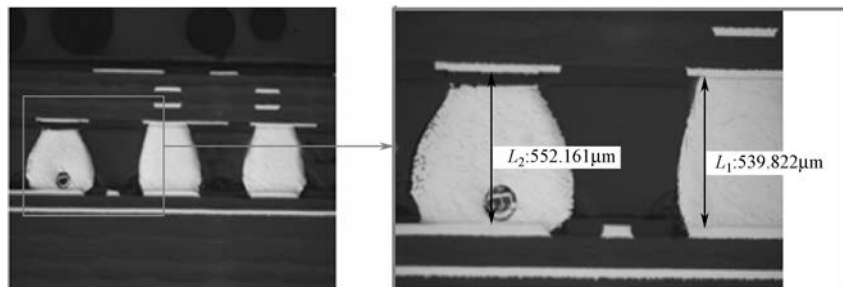


图 12.77 与相邻正常焊点高度差异的切片图像

测量失效焊点与相邻良好焊点芯片焊盘与 PCB 焊盘间的高度，发现前者的高度明显要大于后者，高度差  $d$  为

$$d = L_2 - L_1 = 552.161 - 539.822 = 12.339(\mu\text{m})$$

显然芯片封装 PCB 角部有明显的弯曲变形现象。

## (b) 角部 PCB 弯曲变形。

- 封装 PCB 厚约为 0.5mm，内层无大片铜箔区，如图 12.78 所示。
- 在再流升温过程中，特别是温度超过封装 PCB 的  $T_g$  值后，基板完全失去刚性，首先是角部向下弯曲。焊球外侧明显受压，外侧高度小于内侧，如图 12.79、图 12.80 所示。

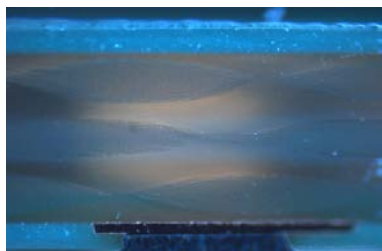


图 12.78 封装 PCB 角部结构

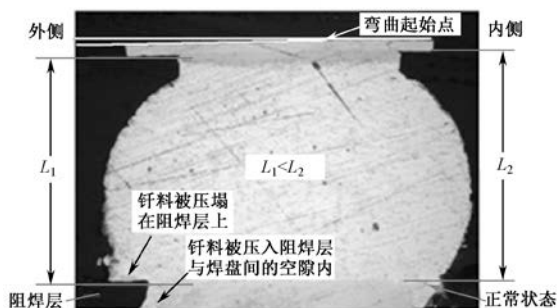


图 12.79 尚未断裂的同位置角焊点的切片

- 冷却过程中, 封装 PCB 逐渐反弹有恢复原态的趋势, 焊球外侧被明显拉伸, 当焊球钎料体尚未完全凝固时, 焊球在强度最薄弱的断面被拉断, 如图 12.81 所示。

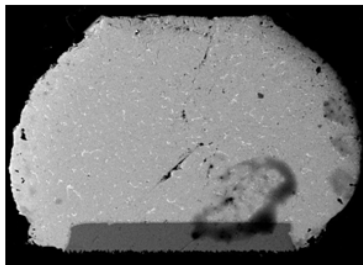


图 12.80 受到压缩芯片侧已出现裂缝

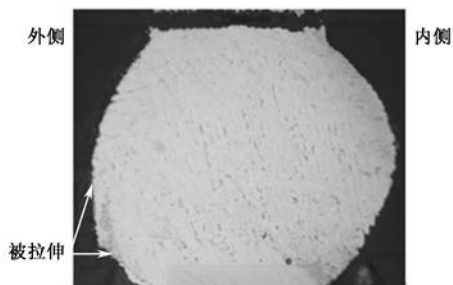


图 12.81 已断裂的同位置角焊点的切片

- 继续冷却, 由于芯片封装的具体结构特点, 导致封装 PCB 超出正常位向反方向继续微翘曲, 断裂缝被扩大, 如图 12.82 所示。

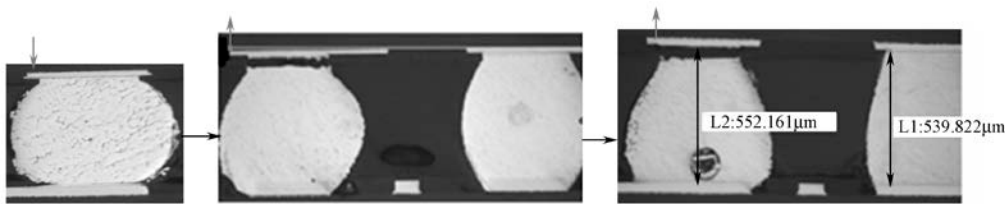


图 12.82 角部在再流过程中弯曲变形过程

(c) 未组装前芯片各焊点的共面性检查, 如图 12.83 所示。

未组装前的焊球平均高度为:

$$L = 528.444 + 531.500 + 526.913 + 533.039 = 529.974(\mu\text{m})$$

共面性的最大差值:

$$D_{\max} = 533.039 - 526.913 = 6.126(\mu\text{m})$$

芯片本身的共面性不存在问题。

③ 微组织结构。失效焊点与相邻的良好焊点的微组织结构比较, 如图 12.84 所示。图中左侧的焊球已熔化, 坍塌正常(凝固过程中有拉伸的迹象), 在焊球的表面出现富铅区。而右侧的焊球虽已达到了熔点, 经过了第一次坍塌过程, 但尚未达到第二次坍塌所需要的温度, 故未发生第二次坍塌, 焊点高度偏高, 显然它们之间存在温度差。



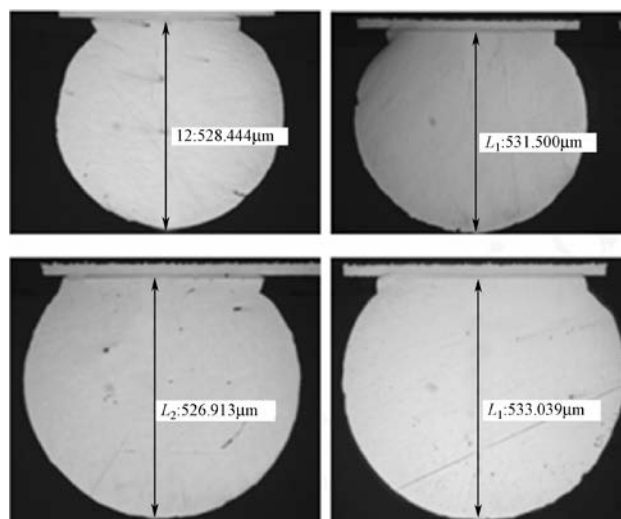


图 12.83 未组装前的焊球的共面性

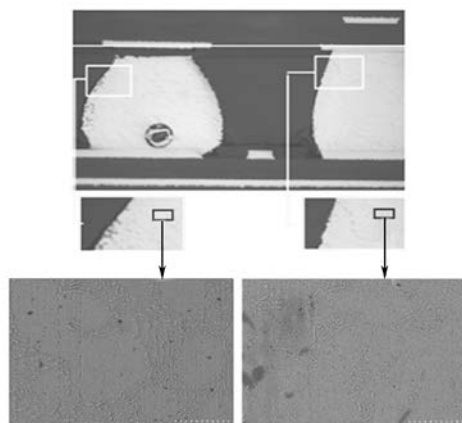


图 12.84 失效焊点与相邻良好焊点的微组织结构

## ④ IMC。

- 芯片封装侧在未组装之前焊接界面 IMC 很薄，但连续平整，如图 12.85 (a) 所示。而经组装再次再流焊接后，IMC 增厚了且变得凹凸不平，而且沿 IMC 出现了微裂纹和空洞，如图 12.85 (b) 所示。

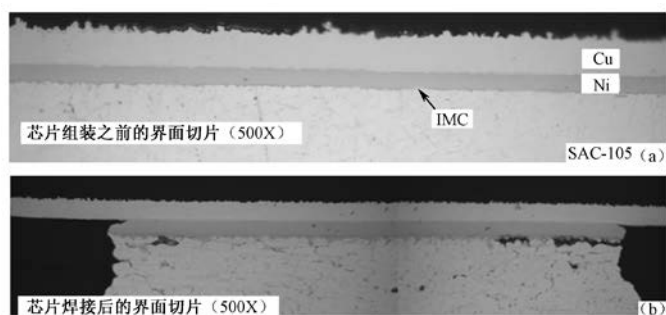


图 12.85 IMC 分析

- 组装再流焊接后 IMC 的实际厚度分布, 如图 12.86 所示。

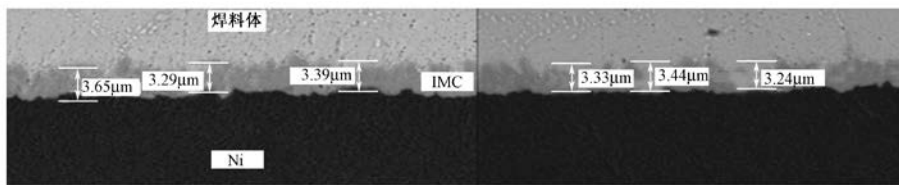


图 12.86 组装再流焊接后的 IMC 厚度分布

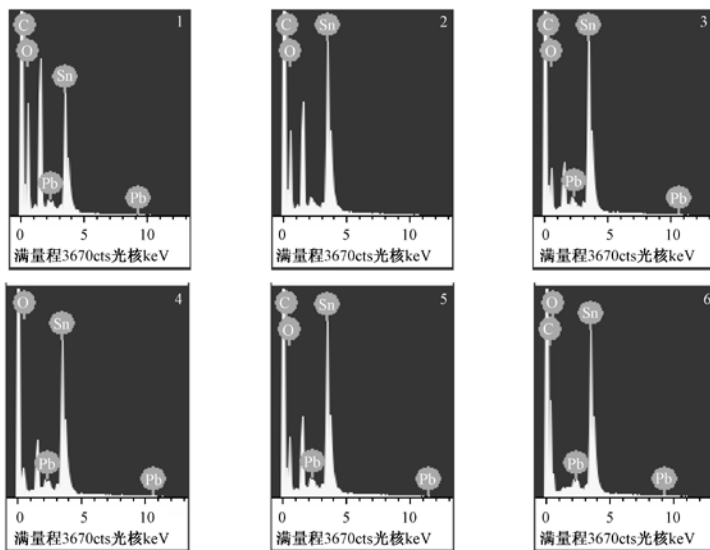
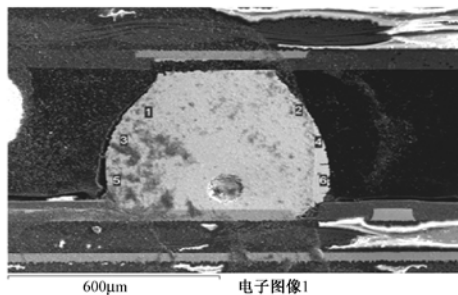
采测 6 个点的平均厚度为:

$$D_{\text{平均}} = 3.65 + 3.29 + 3.39 + 3.31 + 3.44 + 3.24 = 3.387(\mu\text{m})$$

IMC 层偏厚。

⑤ 再流焊接过程中钎料的溶混程度。

- 从已断裂焊点的切片 EDX, 如图 12.87 所示。从图中可见两种钎料已有一定的溶混。



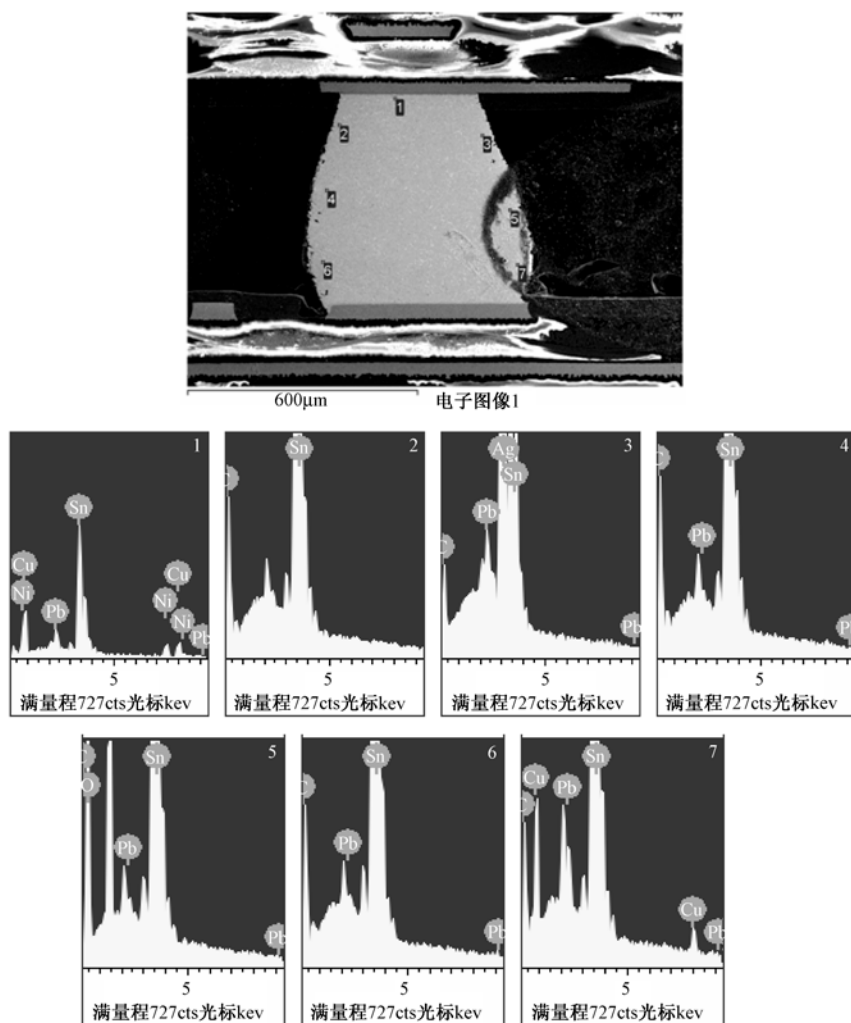
处理选项: 已分析所有元素(已归一化)

谱图	在状态	C	O	Sn	Pb	总的
1	是	5.96	43.20	48.85	1.98	100.00
2	是	3.60	33.84	62.56		100.00
3	是	4.66	22.72	71.06	1.56	100.00
4	是		10.40	86.63	2.97	100.00
5	是	4.39	27.41	66.01	2.18	100.00
6	是	16.97	10.74	69.80	2.48	100.00

按重量百分比显示的所有结果

图 12.87 焊点的 EDX 分析

- 与断裂焊点相邻焊点的切片和 EDX，如图 12.88 所示。由图中可见两种钎料并未熔混，微结构不均匀。



处理选项：已分析所有元素（已归一化）

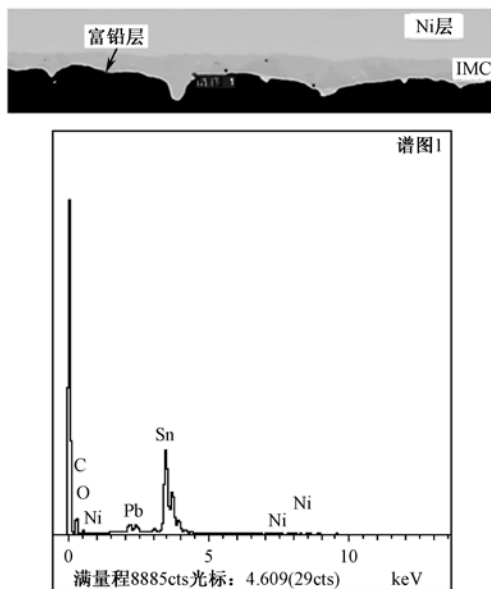
谱图	在状态	C	O	Ni	Cu	Ag	Sn	Pb	总的
1	是			13.30	19.52		60.21	6.96	100.00
2	是	1.60					98.40		100.00
3	是	1.73				49.11	45.00	4.16	100.00
4	是	1.93					97.30	0.77	100.00
5	是	1.04	28.18				70.18	0.60	100.00
6	是	1.77					97.75	0.47	100.00
7	是	2.93			10.78		82.44	3.85	100.00

按重量百分比显示的所有结果

图 12.88 与断裂焊点相邻的焊点切片和 EDX 分析

## ⑥ IMC 元素分布。

- 在已断裂的芯片侧 IMC 层的 EDX 图如图 12.89 所示, 其中 Pb 浓度达到 4.14(wt)%, 在断裂界面上可以看到富 Pb 层的分布 (白色层)。



处理选项: 已分析所有元素 (已归一化)

谱图	在状态	C	O	Ni	Sn	Pb	总的
谱图1	是	8.15	5.52	2.20	79.99	4.14	100.00

按重量百分比显示的所有结果

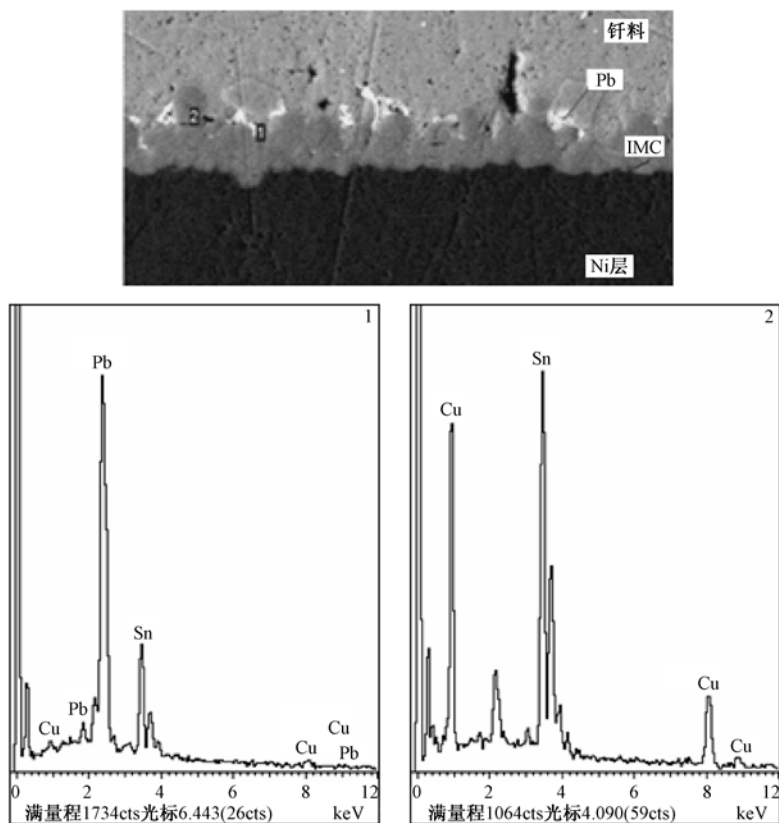
图 12.89 已断裂的芯片侧 IMC 层的 EDX 图

- 在未断裂的相同位置的焊点上 IMC 层的 EDX 图, 如图 12.90 所示。由图可知在焊点芯片侧的 IMC 界面存在 Pb 偏析现象。

⑦ PCB 焊盘设计的 DFM 问题。从失效焊点焊盘 EDA 设计看, 该焊点在 PCB 的表面上, 连接了一段较长的布线、一个测试焊盘和两个阻容元件的贴装焊盘。如此大的铜面积, 具有非常好的热量传递效率, 再加上该焊点位于角位, 直接受热风的传热也相对较好。因此该焊点在再流焊接中, 与相邻其他焊盘相比, 吸收热量多、升温快。

⑧ 分析结论。该焊点断裂失效发生率偏高, 是因为再流过程中芯片侧 IMC 增长过厚, 且沿 IMC 界面出现了 Pb 偏析, 在界面上形成了微裂纹。在升温 and 冷却过程中由于芯片封装 PCB 变形先后形成的压缩和拉伸应力作用, 使微裂纹沿着 Pb 偏析的最脆弱路程延伸, 最终导致整体断裂。

PCB 的 EDA 设计不良, 加剧了焊点间的温度差, 相邻焊点在再流过程中热量不足, 坍塌高度不够, 也加剧了芯片封装 PCB 变形。



处理选项：已分析所有元素（已归一化）

谱图	在状态	Cu	Sn	Pb	总的	
1	是	2.06	32.60	65.35	100.00	
2	是	41.70	58.30		100.00	
最大		41.70	58.30	65.35		
最小		2.06	32.60	65.35		

按重量百分比显示的所有结果

图 12.90 未断裂焊点芯片侧的 IMC 层 EDX 分布图

## 12.5 无铅焊点的可靠性试验

### 12.5.1 无铅焊点可靠性试验的目的

为了确保设计和制定工艺的合理性，须进行可靠性测试，对焊点可靠性测试方法简单介绍如下：

- （1）对电子组装品进行热负荷试验（温度冲击或温度循环试验）；
- （2）按照疲劳寿命试验条件对电子器件结合部进行机械应力测试；
- （3）使用模型进行寿命评估。

无铅焊点可靠性测试包括等温机械疲劳测试、热疲劳测试及耐腐蚀测试等。其中，根据等

温机械疲劳测试结果，可以确认相同温度下不同无铅材料的抗机械应力能力，同时还表明不同无铅材料显示出不同的失效机理。热疲劳测试是用于考察由于热应力所引起的循环疲劳对焊点连接可靠性的影响。

12.5.2 试验分类和检测技术的适用性

1. 试验分类

无铅焊点的可靠性试验可分为非破坏性和破坏性两类，具体应进行的试验项目，如表 12.4 所示。

表 12.4 试验项目

试 验 分 类	非破坏性的	破 坏 性 的
试验项目	外观及表面检查	金相切片分析
	X 射线分析	扫描电镜、能谱分析
	红外热成像分析	染色试验
	声学扫描分析	焊点强度试验
		跌落试验
		高温高湿试验：85℃，85%，240h
		温度循环试验：—

2. 检验技术的适应性

检验技术在开发 BGA 组装工艺中，可用于不同的阶段或是在生产过程中作为一种查证失效机理的常用方法。对于检验方法的可应用性，表 12.5 给出了一些建议。

表 12.5 建议采用的检验方法

方 法	工 艺 开 发	在 线 生 产	故 障 分 析	工 艺 检 查	NPI 或少量生产
光学检验	极好	好	极好	好	好
手动 X 射线	极好	好	极好	好	极好
自动发射 X 射线	极好	极好	好	好	好
自动断面 X 射线	极好	极好	极好	好	好
扫描声学显微镜	极好	一般	好	好	一般
间隙测量	一般	一般	好	好	一般
自动光学	焊膏量	部件标识符，焊膏量	不适用	部件标识符，焊膏量	部件标识符，焊膏量
破坏性分析	好	差	极好	一般	一般

12.5.3 主要的试验内容和方法

1. 外观检查

(1) 目的

外观检查的目的是：失效定位和模式判断。

(2) 检查内容

- 润湿角；

- 失效部位;
- 批次或个例;
- 焊点表面颜色;
- 表面洁净状况。

### (3) 检查设备

外观检查时,常用的设备有金相显微镜和立体显微镜,如图 12.91、图 12.92 所示。



图 12.91 金相显微镜



图 12.92 立体显微镜

## 2. 接合强度评价

### (1) 剪切试验 (根据 JIS Z 3198-7)

图 12.93 所示是根据标准 JIS Z 3198 -7 而设计的对集成部件焊接处强度进行剪切试验的说明。焊接在基板上的集成部件,被先端半径为  $R0.25$  的推具推断,从而得到了最大推断力和破断时的位置(钎料部、界面、部件部)。

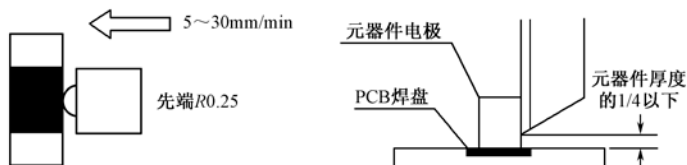


图 12.93 集成器件焊接处强度试验

### (2) 基板耐久(弯曲)试验

基板的耐久试验是分别根据以下标准进行的。

① 根据 JIS C60068-2-21 EIAJRCX-0104/101 中的规定,在一定的条件下、基板弯曲时,对其电气、机械性能进行试验。

② 标准 EIAJ-ET7407 中规定了对 CSP、BGA 封装状态下多次弯曲时,对其电气、机械性能影响的试验方法。图 12.94 和图 12.95 所示是引脚接合部的强度试验举例,可具体确定有无破断的地方、焊接种类不同对结果有无影响,以及与形状是否有关等。

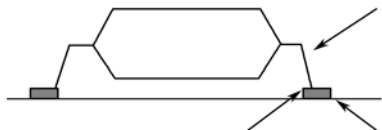


图 12.94 破断位置



图 12.95 试验装置

### (3) 引线拉拔试验(带引线零件)

① 评价 QFP/SOP。将拉引线夹具挂钩挂在 QFP 的一根引线上,跟基板成  $45^\circ$  的方向,以  $50\text{mm/s}$  速度拉引线,读取最大载荷,如图 12.96 所示。

② 评价通孔元件(插装元件)。垂直于基板方向,在不施加任何冲击的情况下,以固定速度拉引引线,读取焊接部脱离时的载荷,如图 12.97 所示。

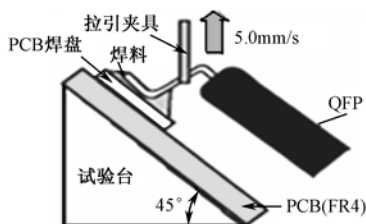


图 12.96 QFP/SOP 引线拉拔试验

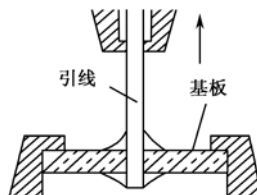


图 12.97 通孔元件引线拉拔试验

### (4) BGA 接合强度试验

图 12.98 所示是 BGA 接合强度试验方法,图 12.99 所示是试验装置。试验方法有以下两种:

- ① 极限弯曲试验用于测定弯曲的距离和破断个数;
- ② 多次弯曲试验用于测定弯曲的次数和破断个数。

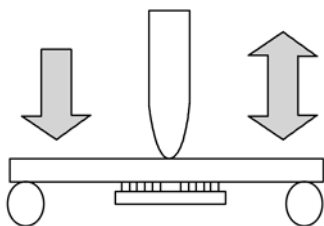


图 12.98 试验方法

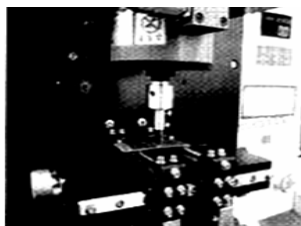


图 12.99 试验装置

### (5) 随机振动试验

- ① 目的: 用于了解运输和操作压力,如图 12.100 所示。
- ② 可能的失效。
  - 电开路,界面分离或成分污染(损害);
  - 焊点裂缝。
- ③ 试验条件和判断依据。
  - 振动条件: 频谱  $20\sim 20\text{kHz}$ ,  $6g$ ,  $x$ 、 $y$ 、 $z$  轴各  $6h$ 。
  - 失效标准: 有  $100\Omega$  的电阻变化。

### (6) 基板扭转试验

移动通信设备等对基板施加扭转弯曲应力的产品,要施加符合实际使用情况的载荷。目前还没有正式的试验规格。

### (7) 其他测定例

图 12.101 所示是手机按键耐久试验,图 12.102 所示是连接器拔插耐久试验。连接器端子部焊接接合面的强度试验的实验条件是:速度  $1\text{mm/s}$ ,作用力  $5.5\text{kg}$ ,作用时间  $2s$ ,试验次数  $10000$  次,观察钎料接合面及对产生破断或剥离的位置进行确定。



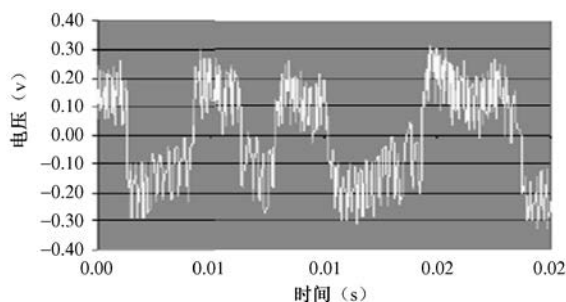


图 12.100 随机振动试验

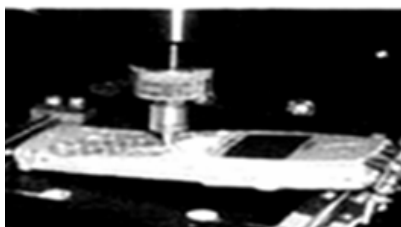


图 12.101 按键试验



图 12.102 连接器端子插拔强度试验

### 3. X 射线透视检查

#### (1) X 射线的使用

当有肉眼看不到的隐藏的和不能测试的焊点时，就采用 X 射线的方法进行检测，如图 12.103 所示。



图 12.103 X 射线检查

根据使用的 X 射线系统的能力，X 射线能够探测到多数与焊接相关的缺陷，如桥连、开路、钎料不足和钎料过多等。其他类型的缺陷有：漏贴钎料球、错位和封装产生“爆米花”现象等。X 射线除了能够探测缺陷外，还具有分析趋向的能力，如可提供有关钎料量和焊点形状的信息。在查找 BGA 焊点的孔洞方面，X 射线是唯一一种没有破坏性的方法。

#### (2) X 射线图像捕获原理

图 12.104 说明了 X 射线图像捕获的基本原理。X 射线检验已成为评估和分析焊点的一种通用手段，并可以作为再流工艺的监控器。通过对 X 射线图像的捕获，可使 X 射线检验技术得到更广泛的应用。

可使用的实时检测系统有各种不同规格,从小型台式设备到大型落地式设备。对检测设备的 X 光源电压的要求取决于使用的 X 射线设备的敏感性,以及结构和检验中 BGA 的特性。例如,装有铜散热片的 BGA 要求设置的电压参数要比 PBGA 或 CBGA 的高,而配有铝散热片的 BGA 就不需要较高的电压,因为铝是低密度材料,对 X 射线的穿透性要比铜的穿透性高得多。

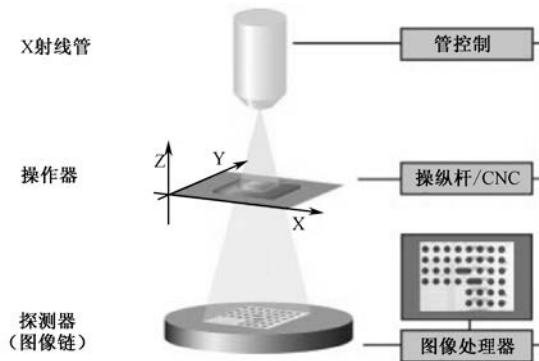


图 12.104 X 射线技术的基本原理

通常,AXI 设备的应用方式有三种,即:

- AXI 发射——通常指的是“2D”X 射线;
- AXI 断层——通常指的是“3D”X 射线;
- 2D/3D-AXI 组合使用。

发射、断层和组合的 X 射线技术都能够探测 PCB 组装缺陷,这些类型的组装缺陷包括短路、开路、器件扭曲和焊接孔洞。

不同厚度或密度的材料,如共晶钎料,探测器接收的 X 射线光子的衰减与材料厚度和密度成正比。生成的灰度图像可以解释为确定焊点是否可以接受。图 12.105、图 12.106 所示是发射检验说明。

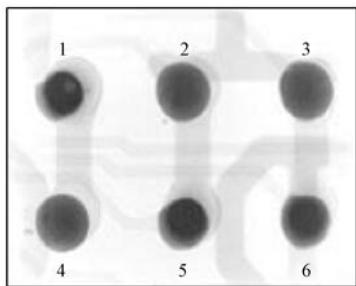
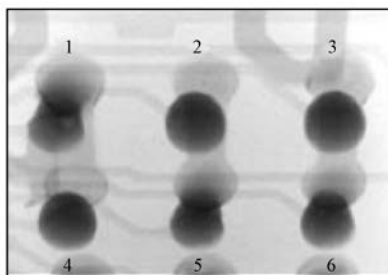


图 12.105 FBGA 焊点的俯视图



这三个焊点明显开裂 (N02,3,4) 孔洞 (N01) 定位在器件焊盘的旁边。焊点 (M06) 触顶到板子,但是润湿不足 (没有形成半月形)。

图 12.106 FBGA 焊点的倾斜视图

### (3) 断层 X 射线技术

在双面 PCB 上,由于一些小焊点的重叠,所以采用 X 射线发射技术是探测不到这些焊点的。X 射线发射技术可以捕获整体钎料量的信息,而断层技术可以捕获专门的“切片”信息。所以,在探测某些类型的焊接缺陷中,这些技术既有独特的能力,又有共同的能力。

使用 X 射线分层摄影技术时, X 光源和 X 光图像平面相对于检验中的电子器件是以协调的方式移动, 如图 12.107 所示。

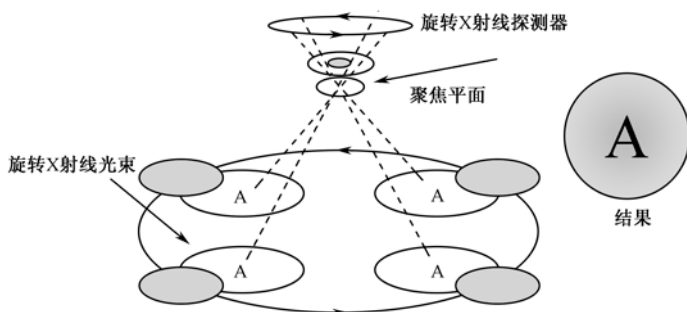


图 12.107 光束扫描的 X 射线分层摄影法

器件只有一层（切片）图像是清晰的, 图像平面中的其他所有层都是模糊不清的。层析 X 射线照相组合技术在检验过程中, 可以捕获从不同角度拍摄的几张发射 X 射线图像, 并与这些图像算法的数字数据结合, 为平面上的分析建立有效切片。

#### (4) X 射线图像分析

掌握某个 BGA 器件构造和再流工艺, 有助于钎料球键合的 X 射线图像的数据整理和分析。还应考虑 X 射线图像分析的并存因素, 这些因素包括:

- ① 确定 BGA 钎料球是 PBGA 还是 CBGA;
- ② 确定定位的 CBGA 焊球的共面性是否保持不变;
- ③ 再流温度是否达到足以实现完全对位和坍塌;
- ④ 在再流过程中 BGA 封装是否出现某些方式的物理变形。

#### (5) 检测案例

##### ① 失效定位——开路

$\mu$ BGA: 高放大倍率下双精度斜面观察开路的焊接点, 如图 12.108 所示。

##### ② 失效定位——桥连

自动标识的 PBGA 的桥连焊点, 如图 12.109 所示。

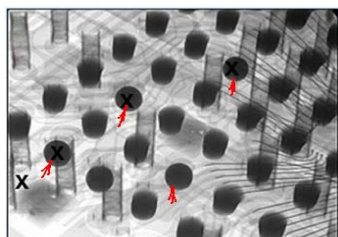


图 12.108 开路的焊接点图像

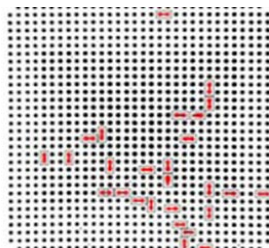


图 12.109 桥连的焊接点图像

##### ③ 失效定位——润湿不良

润湿不良的 X 射线的图像, 如图 12.110 所示。图 12.111 和图 12.112 所示分别为黏附 BGA 时漏植钎料球和焊球中的空洞。

#### 4. 红外热敏成像

红外热敏成像是利用光学和红外 (IR) 探测器给出靶面的红外热辐射的图像。它常用于失

效定位和模式判定，可进行：

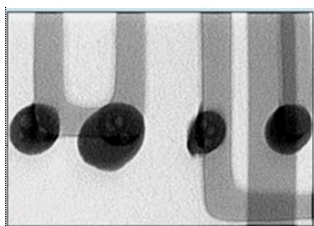


图 12.110 润湿不良

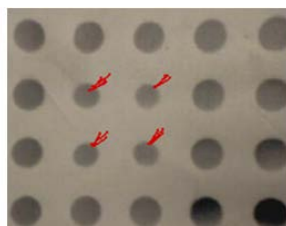


图 12.111 漏植钎料球

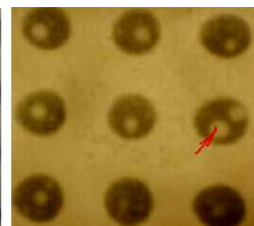


图 12.112 钎料球中的空洞

- PBGA 温度场分布分析；
- 模块温度场分布分析。

温度过高或过低部位的焊点往往是开路或虚焊。不同样本的热性能比较，如图 12.113 所示。

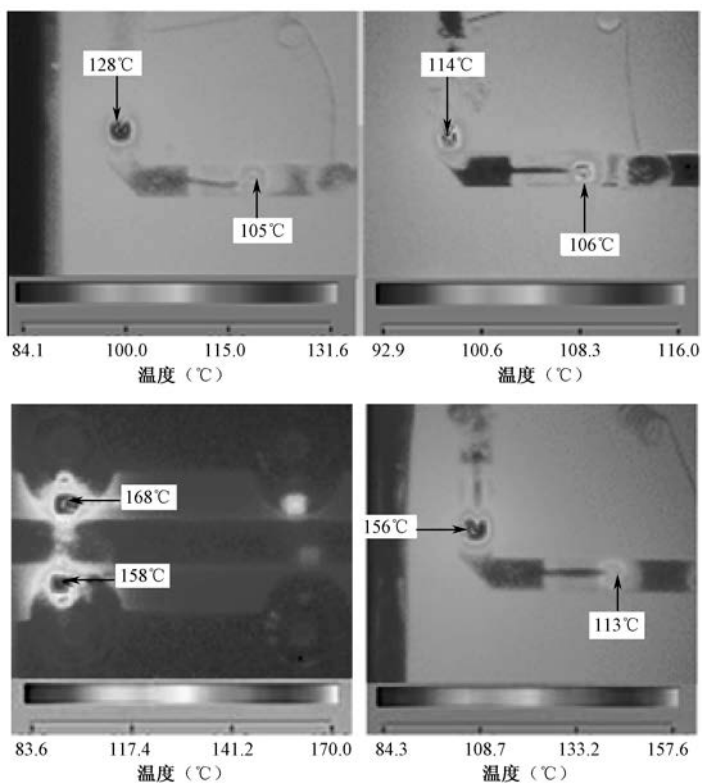


图 12.113 不同样本的热性能比较

## 5. 红外显微镜分析 (FT)

红外显微镜分析常用于分析失效原因。例如：

- (1) 焊点表面（有机）污染物的分析；
- (2) 可焊性不良的焊盘表面有机污染物的分析；
- (3) 焊点开路或虚焊的深层次原因分析。

## 6. 声频显微扫描检测技术

### (1) 声频显微扫描的特点和应用

声频显微扫描检测技术 (SAM), 亦称为声频扫描 X 射线断层法 (SAT), 是一种非破坏性故障分析工具。这种方法是使用声波来扫描组装的内层, 通常在半导体封装领域用于探测内部脱层或位于电子组装内的孔洞。这种测试方法可以找到脱层的位置和 BGA 封装内的孔洞位置。在使用底层填充料的情况下, 在将 BGA 黏附到基板后, 它还可以探测出底层填料中的异常现象的位置。

脱层和孔洞探测的分辨能力取决于用于分析的声频。分辨能力将随着频率的上升而提高。230MHz 的转换器可使探测分辨率降到大约  $25\mu\text{m}$  间隙; 而为了穿透较厚或损耗较大的材料, 则需要较低的频率。穿透性强烈程度依赖于特定材料。例如, 在任何频率上, 结晶材料对超声波来说几乎都是透明的, 随后是陶瓷、玻璃、金属, 而对聚合物则几乎全被吸收。

对某个点的观察被定义为 SAM, 线扫描被定义为 b-SAM, 而面积扫描则被定义为 C-SAM。图 12.114 所示是倒装芯片组装中底层填料中的孔洞位置。

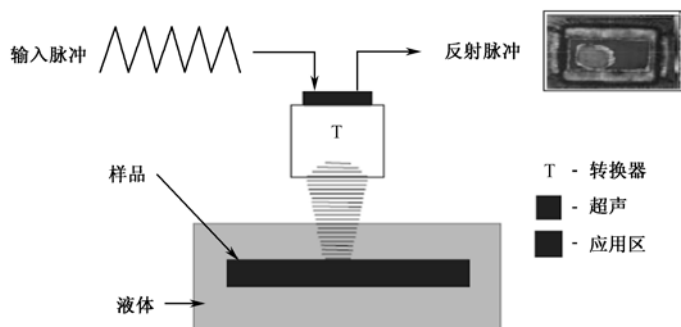


图 12.114 声频显微扫描检测

超声波能很好地透过电子元器件封装用的大多数固体材料。由于空气不是超声波能量的良导体, 所以能量传送需将检验的样品置于水中来完成。超声波传感器的透镜部分也需浸没在流体中, 以便进行 SAM 分析。这种方法探测不出孔洞或脱层中进的水。

### (2) C 型扫描声学显微镜

C 型扫描声学显微镜 (C-SAM) 主要用于反射 (脉冲回波) 工作方式, 在样品内的特定深度层上形成样品图像。聚焦的超声波传感器交替将脉冲发送进入样品内部的不连续处, 并接收从该处反射的回波脉冲。回波在具有不同弹性的两种材料之间的界面上形成。回波依据样品中反射特性的深度在时间上被分开。电子门用于对一部分回波信号“开窗口”, 以利于选择特定深度范围进行观察。速度极高的机械系统使传感器对样品扫描并逐点搜集数据。以数字方式由数据点搜集构成输出图像。C 型扫描声学显微镜图像的产生通常只需几十分之一秒, 因此, 在需要进行逐层分析的解析研究中优先采用。

### (3) 案例

C-SAM 常用于失效定位和模式判断。例如:

- 元器件封装内部缺陷 (分层、空洞、裂纹) 检查;
- FCOB 倒装焊点空洞及微裂纹。

利用 C-SAM 在材料不连续界面上, 反射产生的相位及振幅变化来成像的实例, 如图 12.115 所示。

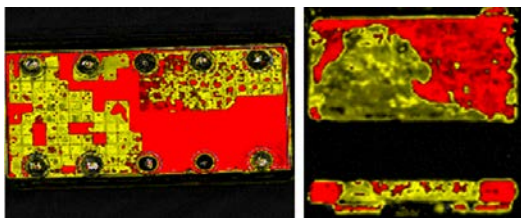


图 12.115 利用 C-SAM 检查案例

## 7. 扫描电镜与能谱分析 (SEM、EDX)

### (1) 应用场合

- 焊点金相组织观察与成分分析;
- 可焊性不良的焊盘表面污染物分析;
- 焊点开路或虚焊的深层次原因分析。

### (2) 工作原理

① 扫描电镜 SEM。如图 12.116 所示, 电子枪发射的电子束, 经透镜和物镜的缩小和聚焦后, 以较小的直径、较高的能量和强度到达试样的表面。在扫描线圈的偏转作用下, 电子束以一定时间和空间顺序在试样表面作逐点式扫描运动。入射电子在样品表面互相作用, 产生背散电子和二次发射电子。只要样品表面发射的两种电子的一种, 即可得到电子扫描的图像, 如图 12.117 所示。

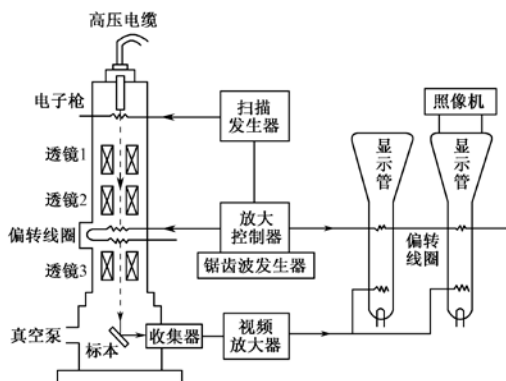


图 12.116 SEM 基本构成

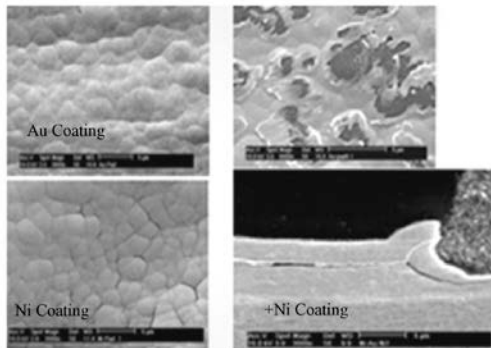


图 12.117 焊盘 SEM 分析

② 能谱分析 (EDX)。能量弥散分光仪的方框图, 如图 12.118 所示。样品和检测器均放在扫描电子显微镜检测室内 (处于真空中)。EDX 分析最终输出的图像, 如图 12.119 所示。

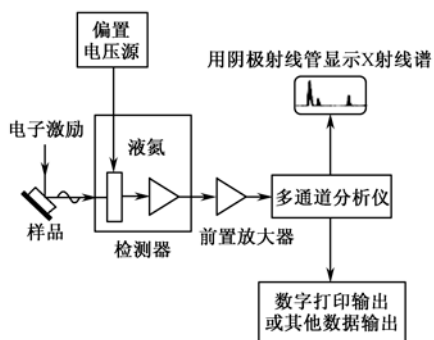


图 12.118 能量弥散分光仪的方框图

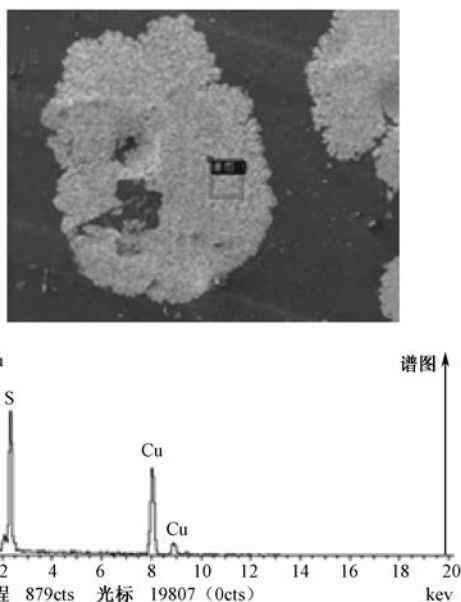


图 12.119 分析输出的图像

## 8. 内窥镜光学检验

内窥镜 (内表面检查仪) 是一种光学检验方法, 如德国 ERSACOPY-30000 (如图 12.120 所示)。这种方法可对狭窄区域内的极小物体实施视觉检验。这种技术已被应用于 BGA 焊点的检验, 可对 BGA 焊点的各种不同的关键因素进行检验分析, 如:

- (1) 焊点润湿质量;
- (2) 焊点形状;
- (3) 焊点表面结构是否光滑和均匀;
- (4) 助焊剂残余物;
- (5) 焊点缺陷——短路、开路、冷焊点。

这种技术最适用于检验如图 12-121 所示的外面一系列的 BGA 焊点。还可将这种技术用于查

找开裂的周边互连（焊点）。使用一个限制扭矩的起子施加很小的力，就可将开裂表面分离。这种技术可使工程技术人员以非破坏性方式，确定连接是否出现如图 12-122 所示的开路。还可确定开路是否是由于焊盘抬起、界面开裂或钎料疲劳失效而造成的。



图 12.120 ERSASCOPY-3000

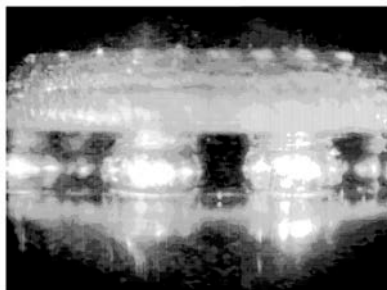


图 12.121 焊球中孔洞的断层焊点

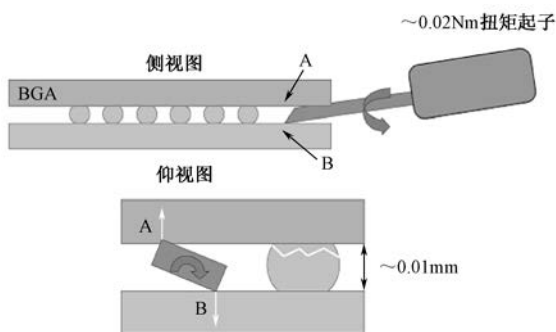


图 12.122 工程开裂评估技术

## 9. 染色探伤检测法

### (1) 作用与原理

在探测焊点开裂、润湿及封装脱层等缺陷时，可使用着色探伤法。这种方法是将样品浸渍于低黏度的液体染料中，液体染料可渗透于任意一个裂缝、脱层区域或开口孔洞中。然后对样品进行剖面观察，并检查焊点中或材料界面的着色情况。随后可使 BGA 机械地脱离 PCB。焊盘上存有染料，说明焊盘的润湿不良，并可用于评估未润湿的焊盘比例（如图 12.123～图 12.126 所示）

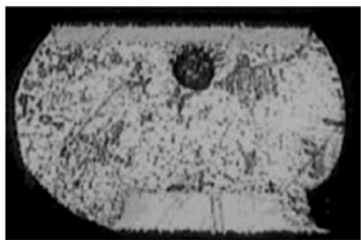


图 12.123 钎料球中的孔洞

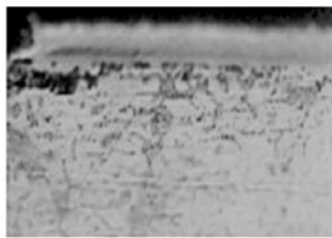


图 12.124 钎料球/焊盘界面的裂缝





图 1.125 钎料球底部没有染色渗透

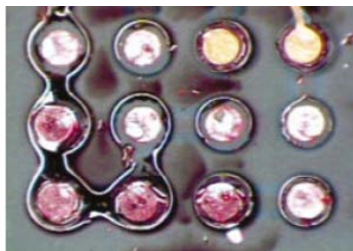


图 12.126 色渗透达 80%~100%说明有裂缝

### (3) 失效案例

无铅焊点失效与染色, 如图 12.127 所示。

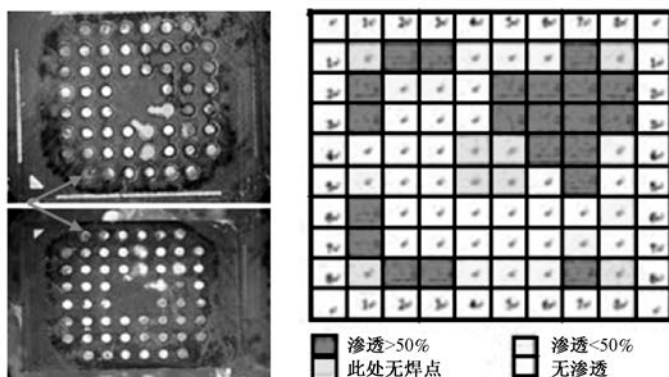


图 12.127 染色与渗透测试

## 10. 金相切片

### (1) 破坏性分析方法

如果在推断故障的原因中, 采用非破坏性方法查不出产生异常现象的原因时, 就有必要采用破坏性方法来筛选有问题的区域。这种方法就是断层, 即是将器件、基板和焊点切开后, 观察其横切面。一旦查找出故障的原因, 就可利用所获得的信息, 来采取妥当措施以防止这类问题再次发生。

### (2) 断层方法

① 第一步: 查找和“准确猜测”需要检查的位置或区域。如果认为不止一个区域有问题的话, 就需要确定是否能够逐一探测到同一个器件上的这些区域。如果探测不到的话, 就应当根据查找出问题的可能性或需分析二个以上的器件, 对这些区域按优先顺序排列。

② 第二步: 如果有问题的区域是较大组装件的一部分的话, 就需要从较大的组装上将这部分切下来, 并分隔成几个小的易于控制的部分。应注意的是在切割过程中保证样品状态未改变或被毁。

对于重要剖面, 需将样品放在树脂中进行模压来减轻在断层过程中对样品切割或破坏。如果需要对重点区域进行精细抛光的话, 就需对剖面的样品在距重点区域的界面留有一定的距离, 以便为该界面的精细抛光留出足够的空间。

### (3) 金相分析观察项目

① 裂纹和焊点形状如图 12.128 所示。

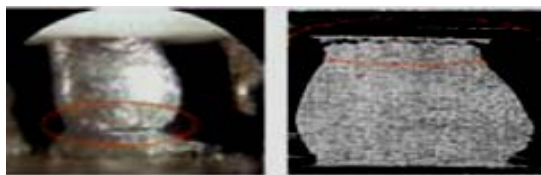


图 12.128 裂纹和焊点形状

② 空洞如图 12.129 所示。

③ 叠片结构和爆米花如图 12.130 所示。

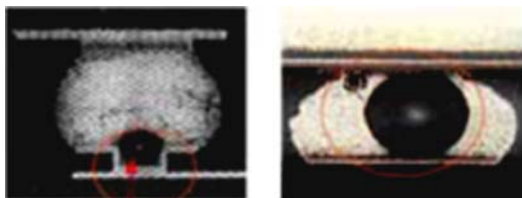


图 12.129 空洞



图 12.130 叠片结构

④ IMC 如图 12.131 所示。

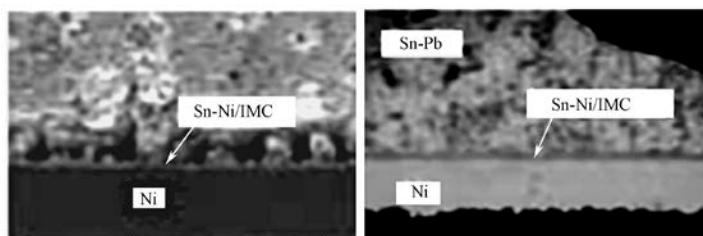


图 12.131 IMC

(4) 分析案例

案例 1: BGA 焊点失效, 如图 12.132、图 12.133 所示。

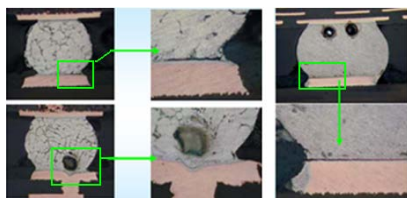


图 12.132 BGA 焊点失效 (1)

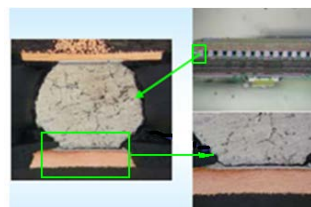


图 12.133 BGA 焊点失效 (2)

案例 2: 金属化孔断裂和焊缘起翘失效, 如图 12.134、图 12.135 所示。



图 12.134 金属化孔断裂



图 12.135 焊缘起翘

11. 温度循环试验

(1) 温度循环

① 试验要点

温度循环的最高温度必须比 PCB 的  $T_g$  值低  $25^{\circ}\text{C}$ 。当温度循环的最低温度低于  $-20^{\circ}\text{C}$  或最高温度高于  $110^{\circ}\text{C}$  时, 可能导致焊点多于一种失效机理。这些失效机理会相互作用而导致早期失效。另外, 由于不同的失效机理同时作用, 该环境条件下的实验数据处理必须考虑实际的情况。

在温度循环过程中, 必须保证温度变化速率较小, 以防止温度冲击, 一般要小于  $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。

② 和温度冲击试验的区别

温度冲击即热冲击, 一般在组件经历快速温度变化而导致器件或组件内瞬态温度梯度、热变形和应力变大, 其温度变化速率要大于  $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。

③ 功率循环

功率循环比温度循环更精确地体现了实际使用环境。

(2) 温度循环试验曲线及主要参数

① 温度循环试验曲线

温度循环试验曲线, 如图 12.136 所示。

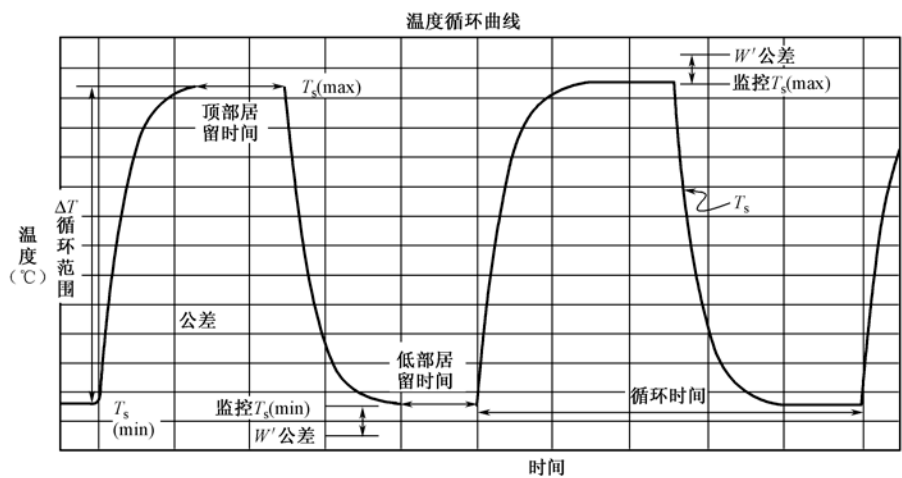


图 12.136 温度循环曲线

图中, 温度循环范围: 温度循环过程中的最高温度和最低温度之差。

样品温度  $T_s$ : 在温度循环过程中, 样品的实际温度, 一般通过安装在样品表面或内部的热电偶及其他仪器测得。

浸泡时间  $t_d$ : 样品在试验过程中达到表中所示的最高温度和最低温度范围所停留的时间。

循环时间: 一个完整温度循环的时间。

温度变化率: 样品每分钟的温度变化 (增加或减小) 的速率, 温度变化斜率应该在温度曲线的线性部分计算, 通常是实际测试环境的 10% 或 90% 左右。

② 试验温度类型及参数

试验温度类型及参数选择, 可参考表 12.6 进行。

表 12.6 温度循环试验的类型及试验参数

试 验 条 件	参 数 要 求
循环条件: TC1	0℃→100℃
TC2	-25℃→+100℃
TC3	-40℃→+125℃
TC4	-55℃→+125℃
TC5	-55℃→+100℃
热循环偏组 (NTC) 要求:	试验周期:
NTC-A	200 周
NTC-B	500 周
NTC-C	1000 周 (首选 TC2、TC3、TC4)
NTC-D	3000 周
NTC-E	6000 周 (首选 TC1)
耐低温时间/[温度范围]	10min/[+0/-10℃ (+0/-5℃) ]
耐高温时间/[温度范围]	10min/[+10/-0℃ (+5/-0℃) ]
热冲击	≤20℃/min
整体样本数	33 件 (32 个测试, 1 个切片, 可追加 10 个进行返修)
PCB 厚度	2.35mm
Die 封装条件	菊花链
测试监控	持续监控

(3) 温度循环试验过程

- ① 样品准备: 包括印刷焊膏、贴片和再流过程;
- ② 选择合适的温度循环条件;
- ③ 把样品放入温度试验箱进行试验;
- ④ 通过监测设备监测焊点的电阻值和试验箱的温度;
- ⑤ 试验数据分析;
- ⑥ 失效分析。

## 参考文献

- [1] 電子情報技術産業協会（JEITA）鉛フリ-はんだ実装編集委員会. 鉛フリ-はんだ実装技術. 2003.
- [2] 末次憲一郎. 鉛フリ-はんだ付け技術. 2004.1.
- [3] 菅沼克昭. はじめてのはんだ付け技術. 2003.12.
- [4] 菅沼克昭. 鉛フリ-はんだ付け技術. 2002.3.
- [5] 須賀唯知. 鉛フリ-はんだ技術. 2003.8.
- [6] 濱田正和. マイクロソルダーリング技術. 2002.4.
- [7] 大澤直. はんだ付けの基礎と応用. 2000.6.
- [8] 大澤直. はんだ付け技術なぜ 100 問. 2004.2.
- [9] 吉田弘之. 電子部品の故障原因とその対策. 2003.2.
- [10] 前田真一. 見てわかる高密度実装技術. 2003.4.
- [11] 春日壽夫, 宇都宮久修, 遠藤隆弘. 高密度実装技術なぜ 100 問. 2002.2.
- [12] 吉田弘之. 電子部品の故障原因とその対策. 2003.2.
- [13] 春日壽夫. 超小型パッケージ CSP/BGA 技術. 2001. 9.
- [14] 春日壽夫. 実用化進む超小型パッケージ CSP 実装技術. 2003.5.
- [15] 日本マイクロエレクトロニクス協会. マイクロエレクトロニクス実装技術便覧. 1973.1.
- [16] 浅香寿一. 工業技術ライブラリ-ボンディング技術. 1970.3.
- [17] 田中和吉. はんだ付け作業の勘どころ. 1981.
- [18] IPC/EIA J-STD-001D 焊接后电子电气组件的要求.
- [19] IPC/EIA J-STD-002 元件引线、焊端、接线片及导线的可焊性测试.
- [20] IPC/EIA J-STD-003 印制板可焊性测试方法.
- [21] IPC/EIA J-STD-004 焊接用助焊剂要求.
- [22] IPC/EIA J-STD-005 焊膏技术要求.
- [23] IPC/EIA J-STD-006 电子级固态焊料技术要求.
- [24] J-STD-020 塑封表面器件对潮湿和再流焊的敏感度分级.
- [25] J-STD-033 湿度敏感表面贴装无器件的处理、包装、运输及使用标准.
- [26] IPC-A-600G 印制板的验收条件.
- [27] IPC-A-610D 电子组装件的验收条件.
- [28] IPC-1066 在无铅组装件、元件和器件中识别无铅和其他公告材料的标记、符号和标签.
- [29] IPC-SM-785 表面安装焊接件加速可靠性试验导则.
- [30] IPC-4552 印制电路板化学镀镍/浸金（ENIG）镀层的技术条件.
- [31] IPC-7095BGAs 设计和装配过程的实施.
- [32] IPC-9701 表面安装焊接点性能试验方法与鉴定要求.
- [33] JESD22-104-B 温度循环试验.
- [34] CPCA Show 2004. Impact of Phosphorus in Electroless Nickel Layers to Solder Joint Integrity.
- [35] Habashi F. 冶金原理. 北京：冶金工业出版社. 1978.
- [36] Harper C A. 电子组装制造. 北京：科学出版社. 2005.
- [37] Martin P L. 电子故障分析手册. 北京：科学出版社. 2005.
- [38] 汪复兴. 金属物理. 北京：机械工业出版社. 1980.